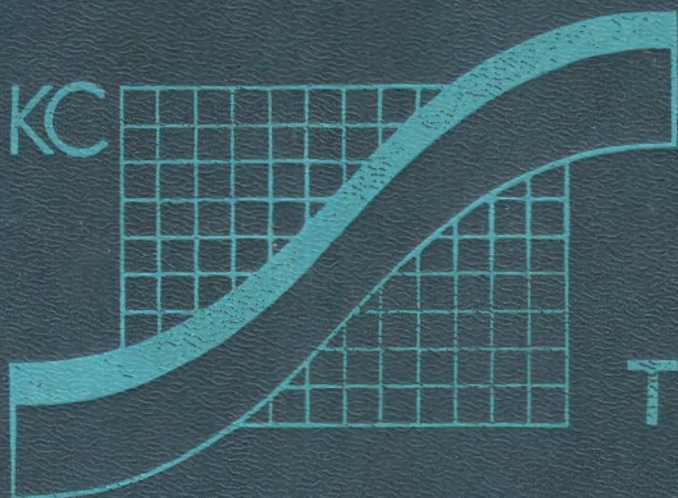


Ю. П. СОЛНЦЕВ
Г. А. СТЕПАНОВ

Ю. П. СОЛНЦЕВ, Г. А. СТЕПАНОВ

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ ДЛЯ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР



Ю. П. СОЛНЦЕВ, Г. А. СТЕПАНОВ

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ ДЛЯ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР



**МОСКВА
«МЕТАЛЛУРГИЯ»
1985**

УДК 669.14.018.41

Рецензент проф. докт. техн. наук Л. К. Гордиенко

УДК 669.14.018.41

Конструкционные стали и сплавы для низких температур. Солнцев Ю. П., Степанов Г. А. М.: Металлургия, 1985, 271 с.

Рассмотрены механические свойства и характер разрушения сталей и сплавов, работающих при низких температурах. Приведены физико-механические и технологические свойства конструкционных металлических материалов, основные критерии выбора металлов для низкотемпературного применения.

Предназначена для научных и инженерно-технических работников, занимающихся вопросами разработки и исследования материалов, создания и эксплуатации машин и оборудования, работающих при низких температурах, а также для студентов и аспирантов, специализирующихся в области материаловедения и машиностроения применительно к низкотемпературной технике. Ил. 108. Табл. 62. Библиогр. список: 182 назв.

С $\frac{2602000000-144}{040(01)-85}$ 23—85

© Издательство «Металлургия», 1985

ОГЛАВЛЕНИЕ

Основные условные обозначения	5
Предисловие	7
Глава I. Физические свойства металлов при низких температурах	9
1. Изменение теплоемкости металлов при понижении температуры	9
2. Влияние низких температур на тепловое расширение	14
3. Теплопроводность и электропроводность металлов при низких температурах	22
Глава II. Механические свойства металлов при низких температурах	27
1. Влияние низких температур на механизм деформации металлов	27
2. Разрушение металлов при низких температурах. Хрупкость	34
3. Влияние различных факторов на деформацию и разрушение металлов при низких температурах	54
Глава III. Методы механических испытаний при низких температурах	62
1. Особенности механических испытаний при низких температурах	62
2. Стандартные методы испытаний	69
3. Специальные испытания	82
4. Методы механики разрушения	85
Глава IV. Свойства и применение сталей при низких температурах	93
1. Стали для работы при температурах климатического холода	94
2. Деформируемые низколегированные свариваемые стали повышенной прочности	106
3. Литейные хладостойкие стали	112
4. Среднелегированные конструкционные стали	115
5. Мартенситно-стареющие стали	119
6. Никельсодержащие низкоуглеродистые стали	129
7. Хромоникелевые стали	133
8. Хромоникелемарганцевые стали	155
9. Хромоникелемарганцевые стали с азотом	160
10. Хромомарганцевые аустенитные стали	179
11. Железоникелевые сплавы	195
Глава V. Свойства и применение сплавов цветных металлов при низких температурах	201
1. Алюминиевые сплавы	201
2. Титановые сплавы	227
3. Медные сплавы	234

Глава VI. Выбор конструкционных сталей и сплавов	240
1. Критерии выбора материалов	240
2. Механические свойства	241
3. Стали для емкостей сжиженного природного газа	246
4. Совместимость с рабочей средой	258
5. Технологичность и стоимость	260
Библиографический список	264

ОСНОВНЫЕ УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

- c — полудлина эллиптической трещины, мм;
- C — упругая податливость образца;
- c_p — удельная (по массе) теплоемкость, Дж/(кг $\cdot$ К $^{-1}$);
- d — диаметр зерна, мм;
- E — модуль нормальной упругости, Па;
- F — минимальная площадь поперечного сечения образца после его разрыва, мм ^{2} ;
- F_0 — начальная площадь поперечного сечения рабочей части образца, мм ^{2} ;
- G — модуль сдвига, Па;
- G_c — критическая интенсивность освобождения энергии деформации, Н/м;
- G_{Ic} — критическая интенсивность освобождения энергии деформации при максимальном стеснении пластической деформации, Н/м;
- J_K — критическое значение J -интеграла при максимальном стеснении пластической деформации и разрушении нормальным отрывом, Н/м;
- K_c — критическое значение коэффициента интенсивности напряжений для материала данной толщины, Па $\sqrt{м}$;
- K_{Ic} — критический коэффициент интенсивности напряжений при максимальном стеснении пластической деформации и разрушении нормальным отрывом, Па $\sqrt{м}$;
- K_σ — эффективный коэффициент концентрации напряжений;
- КСТ — ударная вязкость, определенная на образце с трещиной, Дж/м ^{2} ;
- KCU — ударная вязкость, определенная на образце с концентратором вида U, Дж/м ^{2} ;
- KCV — ударная вязкость, определенная на образце с концентратором вида V, Дж/м ^{2} ;
- l_0 — начальная расчетная длина образца, мм;
- M — крутящий момент, Н $\cdot$ м;
- N — число циклов до разрушения (долговечность);
- n — коэффициент запаса;
- n_v — коэффициент запаса по временному сопротивлению;
- n_T — коэффициент запаса по пределу текучести;
- P — нагрузка, Н;
- P_Q — расчетная нагрузка для вычисления предполагаемой величины K_{Ic} , Н;
- S_B — площадь вязкой составляющей в изломе образца, мм ^{2} ;
- S_x — площадь хрупкой составляющей в изломе образца, мм ^{2} ;
- T — температура испытания, К;
- $T_{пл}$ — температура плавления К;
- Y — безразмерные поправочные функции в формулах для определения коэффициентов интенсивности напряжений;
- α — температурный коэффициент линейного расширения, К $^{-1}$;
- γ — удельная поверхностная энергия, Дж/м ^{2} ;
- Δ — полное абсолютное удлинение образца, мм;
- ΔK — размах коэффициента интенсивности напряжений при циклическом нагружении при создании усталостной трещины, Па $\sqrt{м}$;
- δ_c — критическое раскрытие в вершине трещины, мм;

- $\delta_{\text{п}}$ — накапливаемая относительная деформация при ползучести, %;
- $\delta_{\text{п.т}}$ — накапливаемая относительная деформация при термоциклировании, %;
- $\delta_{\text{п.м}}$ — накапливаемая относительная деформация при малоцикловом нагружении, %;
- δ_b, δ_{10} — относительное удлинение короткого (пятикратного) или длинного (десятикратного) образца, %;
- ε — относительная линейная деформация, %;
- θ — коэффициент упрочнения металла при деформации;
- λ — коэффициент теплопроводности, Вт·м·К⁻¹;
- ν — коэффициент Пуассона;
- ρ — удельная плотность, кг/м³;
- σ — приложенное напряжение к образцу, Па;
- $[\sigma]$ — допускаемое напряжение, Па;
- $\sigma_{\text{в}}$ — временное сопротивление при растяжении, Па;
- $\sigma_{\text{в.т}}$ и $\sigma_{\text{в.к}}$ — временное сопротивление образца с трещиной и с концентратором, Па;
- $\sigma_{\text{т}}$ — физический предел текучести, Па;
- $\sigma_{1,0}$ — условный предел текучести с допуском на величину пластической деформации при нагружении 1,0 %, Па;
- $\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести с допуском на величину пластической деформации 0,2 % при нагружении, Па;
- σ_{-1} — предел выносливости при симметричном растяжении-сжатии, Па;
- $\sigma_{-1и}$ — предел выносливости при симметричном изгибе, Па;
- σ_R — предел выносливости гладкого образца при нагружении с коэффициентом асимметрии по напряжению (растяжение, сжатие, изгиб), Па;
- $\sigma_{R\cdot k}$ — предел выносливости образца с концентратором напряжений, Па;
- $\sigma_{\text{св}}$ — временное сопротивление сварного соединения, Па;
- $\sigma_{\text{к.т}}$ — разрушающее напряжение образца с концентратором при термоциклировании, Па;
- σ^T — значение прочностной характеристики при температуре T , К, отличной от 293 К, Па;
- ϕ — коэффициент прочности сварного соединения;
- ψ — относительное сужение после разрыва, %;
- $\psi_{\text{к}}$ — относительное сужение после разрыва образца с концентратором, %;
- $\psi_{\text{р}}$ — относительное равномерное сужение образца, %;
- $\psi_{\text{т}}$ — относительное сужение в процессе термоциклирования, %.

ПРЕДИСЛОВИЕ

Решениями XXVI съезда КПСС предусмотрено дальнейшее освоение сырьевой базы восточных и северных районов страны, создание техники, работоспособной в условиях низких климатических температур. Для осуществления этих задач необходимы разработка и внедрение новых конструктивных сплавов.

Современное развитие физики и химии связано с широкомасштабным использованием оборудования для получения, хранения, транспортирования и использования криогенных продуктов: жидкого кислорода, азота, гелия и др. Создание криогенной техники требует использования материалов, пригодных для работы во всем интервале низких температур.

Понижение температуры эксплуатации оборудования, как правило, сопровождается повышением прочности, но снижением пластичности и вязкости. Если недостаточная прочность или жесткость материала в определенной мере может быть компенсирована увеличением размеров детали, то недостаточную вязкость ничем компенсировать нельзя. С увеличением размеров вступает в действие масштабный фактор, что обычно выражается в снижении ударной вязкости. Это приводит к возможности возникновения хрупкого разрушения, которое происходит неожиданно при напряжениях, существенно меньших предела текучести.

Анализ условий нагружения и охлаждения элементов при эксплуатации конструкций, работающих при низких температурах, позволяет условно разделить все многообразие деталей на следующие основные группы:

- статически нагруженные, длительно эксплуатируемые детали при практически неизменной температуре с малым числом нагружений;

- периодически нагружаемые с малой частотой при неоднократном плавном изменении температуры;

- периодически нагружаемые с малой частотой при неоднократном резком изменении температуры;

- детали с многократным циклическим нагружением при неизменной или плавно изменяющейся температуре;

- детали с многократным циклическим нагружением при неоднократном резком изменении температуры.

Такая классификация позволяет выбрать методику испытаний металла и его соединений для каждой конкретной группы деталей с целью оценки их работоспособности.

Наряду с механическими характеристиками, определяе-

мыми в условиях, приближенных к эксплуатационным, необходимо знание теплофизических характеристик, определяющих величину термических напряжений, которые, суммируясь с напряжениями от внешних нагрузок, часто являются причиной начального зарождения трещин и, таким образом, разрушения конструкции. В книге приведены устройства, предназначенные для испытания материалов при низких температурах в различных условиях нагружения. Наряду с описанием методик низкотемпературных испытаний рассмотрены физическая природа охрупчивания, фазовые превращения в сталях и сплавах при низких температурах, влияние различных факторов на сопротивление разрушению. В книге даны структура, механические, физико-химические и технологические свойства конкретных сталей, сплавов и их сварных соединений при низких температурах.

При подготовке книги использованы результаты совместных работ с М. С. Анисимовой, В. А. Веселовым, Э. А. Киви, Ю. С. Кривцовым, Л. К. Лоханкиной, Б. А. Мерисовым, А. Н. Подустом, В. И. Скольцовым, И. А. Шлямневой, а также советы и пожелания докторов технических наук М. М. Замятина, А. И. Захарова, В. С. Ивановой. А. В. Викулин принимал участие в подготовке гл. II настоящей книги.

Авторы благодарны Л. Н. Кожевниковой, И. А. Скоринной, О. А. Федоровой за помощь в подготовке рукописи к изданию.

Гл. I и V написаны Г. А. Степановым, гл. II, III и VI — Ю. Н. Солнцевым, гл. IV, пп. 1, 2, 3, 5, 6 — Ю. П. Солнцевым; 4, 7—11 — Г. А. Степановым.

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

При проектировании и эксплуатации оборудования, работающего при низких температурах, во многих случаях важными являются теплофизические свойства материалов. Например, при расчетах режимов охлаждения деталей необходимо знание их теплоемкости, особенно когда детали подвергаются многократному охлаждению и нагреву с использованием таких газов, как гелий, водород и др. Для расчета изменения геометрических размеров конструкции в процессе охлаждения и определения возникающих при этом температурных напряжений обязательно предварительно определение температурных коэффициентов расширения используемых материалов. Расчет переходных процессов, протекающих в конструкции, затруднителен без знания теплопроводности металлов.

Современная теория твердого тела не располагает такими моделями и формулами, которые устанавливали бы количественную связь между теплофизическими характеристиками многокомпонентных сплавов (какими в большинстве случаев являются конструкционные материалы) и их химическим составом и структурой. Такие расчеты возможны для почти идеального металла при наличии малого количества одного примесного элемента. В этой связи необходимы прямые экспериментальные измерения теплофизических характеристик для конкретного материала с учетом его предыстории: горячей и холодной пластической деформации, термической обработки и т. д.

1. ИЗМЕНЕНИЕ ТЕПЛОЕМКОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ПОНИЖЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ

Теплоемкость является одной из основных характеристик твердых тел. Значение ее характеризуется удельной теплоемкостью:

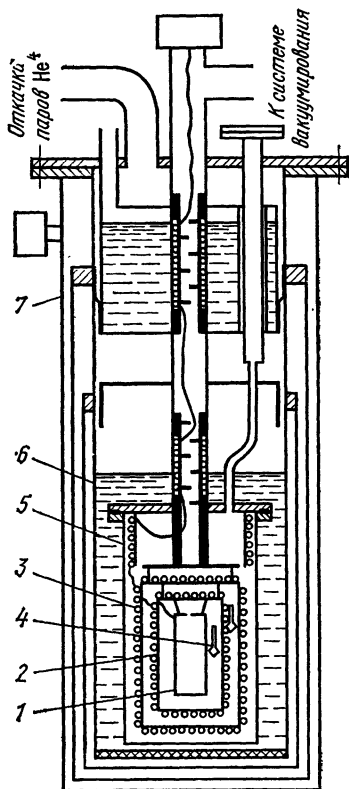
$$c_p = (1/m)(dQ/dT),$$

где m — масса тела; Q — подводимая теплота.

Для измерения удельной теплоемкости используется главным образом метод вакуумного адиабатического калориметра [1]. Измеряя величину тепла ΔQ , затрачиваемого на нагрев калориметра, и изменение температуры

ΔT в результате нагрева, рассчитывается теплоемкость $c_p = \Delta Q / \Delta T - c_0$, где c_0 — теплоемкость калориметра (без образца). Метод позволяет определять значения c_p с точностью не менее $\pm 1\%$.

На рис. 1 представлена схема одной из установок для определения удельной теплоемкости при низких температурах



← Рис. 1. Схема установки для определения удельной теплоемкости при низких температурах

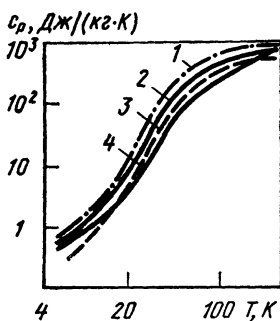


Рис. 2. Теплоемкость чистых металлов при низких температурах:

1 — алюминий; 2 — титан;
3 — медь; 4 — железо

турах [1]. Образец помещается в герметично закрываемый калориметр 1. Тепло в калориметр вводится импульсным методом. Калориметр окружен двумя экранами: адиабатическим 2 и радиационным 3. При этом в эксперименте температура экрана 3 поддерживается на 10 К ниже, чем температура экрана 2. Температура измеряется с помощью германиевого (2,2—20 К) или платинового (15—300 К) термометра сопротивления, помещенного в калориметр.

Калориметр с экранами устанавливается в вакуумной калориметрической камере 5, находящейся в криогенной жидкости 6. Установка монтируется в криостате 7.

Удельная теплоемкость, получения в результате эксперимента, включает в себя энергию колебания решетки, термического возбуждения электронов, термического расширения, образования вакансий, а также дополнительную энергию из-за ангармоничности колебаний кристаллической решетки [2].

В первом приближении можно считать, что различные типы тепловых возбуждений независимы и их можно суммировать. При температуре выше 20 К практически для всех типов металлов определяющей является решеточная составляющая, исключая случаи фазовых переходов, связанных с магнитными явлениями. При меньших температурах заметный вклад в теплоемкость вносит электронная составляющая.

Из теории Дебая следует, что удельная теплоемкость твердого тела при низких температурах пропорциональна T^3 ; при температурах выше дебаевской она практически не зависит от температуры. Это можно проиллюстрировать данными по удельной теплоемкости чистых металлов, являющихся основными компонентами сплавов, применяемых в низкотемпературной технике: алюминия, титана, меди и железа (рис. 2). Как видно из рисунка, температурные зависимости удельной теплоемкости аналогичны: в интервале 15—100 К c_p пропорционально T^3 , при более низких и более высоких температурах наблюдаются отклонения от указанного соотношения. При 293 К максимальной c_p обладает алюминий 900 Дж·кг⁻¹·К⁻¹), минимальной — медь 400 Дж·кг⁻¹·К⁻¹). Максимальные значения c_p для алюминия сохраняются во всем интервале низких температур. Температура Дебая тем выше, чем больше упругость металла и меньше его атомная масса. Ее значение, определяемое из температурной зависимости теплоемкости, составляет для железа, алюминия, титана, меди соответственно 420, 398, 396 и 315 К.

Влияние малых концентраций примесей, в том числе легирующих компонентов, на теплоемкость металлов изучено достаточно полно. Если атомы примеси мало отличаются по атомной массе от атомов матрицы и не приводят к существенному изменению констант связи, то влияние примеси на теплоемкость незначительно. Например, для технического алюминия марки АД1 и алюминиевомагниевого сплава с содержанием легирующего элемента до

7 % различие удельной теплоемкости в интервале температур 10—300 К не превышает 10 % [3].

В случае образования химического соединения или промежуточной фазы переменного состава молярная теплоемкость при температурах выше температуры Дебая равна сумме атомных теплоемкостей компонентов (правило Неймана — Коппа). При низких температурах теплоемкость соединений не следует правилу Неймана — Коппа, в связи с чем требуются непосредственные экспериментальные измерения. Плавное изменение $c_p = f(T)$ нарушается в случае фазовых превращений, когда изменение c_p происходит либо резко (хотя и непрерывно), либо даже скачкообразно, как это имеет место для железа при нагреве в диапазоне 625—825 °С. Термическая обработка и холодная деформация практически не влияют на теплоемкость металлов и сплавов. Деформация, накапливаемая в процессе эксплуатации конструкций за счет приложенных во времени напряжений, не должна оказывать влияния на теплоемкость металла.

Проведенная оценка разброса данных по удельной теплоемкости для одного сплава в связи с изменением процентного содержания легирующих элементов для каждой плавки в пределах химического состава, определяемого нормативными документами, показала, что отклонение от среднего значения составляет не более ± 2 %, что превышает точность, необходимую для технических расчетов. В этой связи нет необходимости проведения экспериментов по определению c_p на нескольких плавках одной марки сплава с привлечением статистической обработки результатов испытаний большого числа образцов (в отличие от теплопроводности, о чем будет сказано ниже).

Удельная теплоемкость конструкционных сплавов используется при расчете процессов охлаждения. При этом часто необходимо знание среднего значения удельной теплоемкости $\bar{c}$ в интервале температур T_1 — T_2 , которое определяется по формуле $\bar{c} = \frac{1}{T_2 - T_1} \int_{T_1}^{T_2} c_p dT$. Аналогично определяются средние значения температурного коэффициента линейного расширения и коэффициента теплопроводности.

Теплопроводность конструкционных сталей при изменении концентрации легирующих элементов от 1 до 32 % укладывается в узкую полосу (рис. 3). Несколько шире полоса данных для аустенитных сталей, где содержание ле-

гирующих элементов колеблется в пределах 28—43 %, особенно это заметно при температурах выше 120 К.

Проведенные при 2—20 К измерения теплоемкости сталей типа X18H10 и X25H20 показали удовлетворительное совпадение их тепловых свойств, несмотря на различие в содержании легирующих элементов [4]. Из представленных

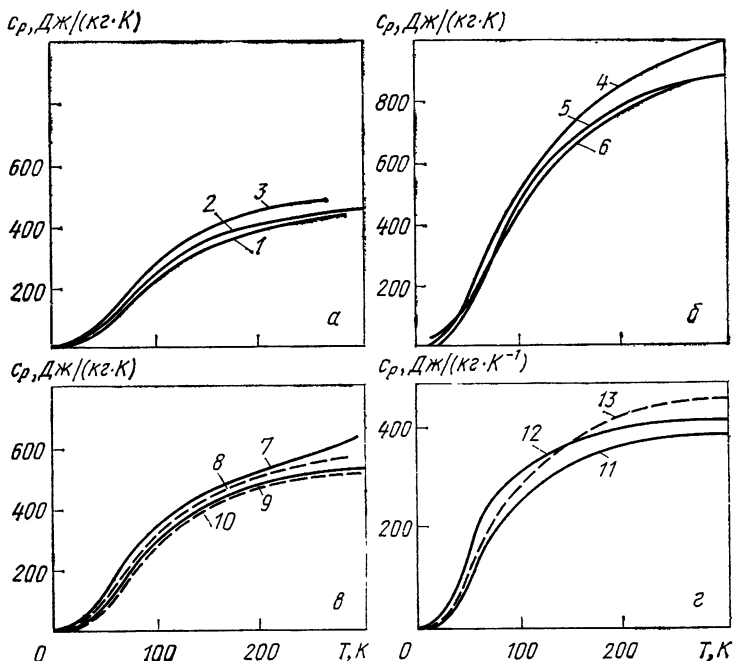


Рис. 3. Теплоемкость сталей (а), алюминиевых сплавов (б), титана (в) и меди (г) при низких температурах:

1 — 40Х; 2 — 03Х9К14Н6МЗД; 3 — 08Х15Н24В4Т; 4 — АД1; 5 — АМг6; 6 — Д16; 7 — ВТЗ-1; 8 — ВТ5-1; 9 — ВТ6; 10 — АТ2; 11 — МЗ; 12 — ЛС63; 13 — ЛК80-3Л

данных видна возможность достаточно точного прогнозирования свойств сталей без проведения продолжительных и сложных экспериментов. Обработка данных по теплоемкости алюминиевых, медных и титановых сплавов, приведенных в работе [3], показала (рис. 3, б, в, г), что значение c_p для каждой группы сплавов укладываются в пределы $\pm 10\%$. Это позволяет прогнозировать с достаточной степенью точности значения c_p для вновь создаваемых сплавов.

2. ВЛИЯНИЕ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР НА ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ

При нагревании тела расширяются. Их тепловое расширение является одной из важных характеристик конструкционных материалов. Показателями теплового расширения являются температурные коэффициенты объемного и линейного расширения. Температурный коэффициент объемного расширения определяется по формуле $\beta = (1/V) (\partial V / \partial T_p)$. Индекс «р» означает неизменность внешнего давления в процессе изменения температуры тела. Термическое расширение обусловлено в общем случае ангармоничностью колебаний атомов в кристаллической решетке [5].

Грюнайзен связал коэффициент теплового расширения с другими термодинамическими величинами:

$$\beta = (\gamma c_v \chi_T) / V,$$

где γ — постоянная Грюнайзена, учитывающая ангармонизм колебаний атомов; c_v — атомная теплоемкость; V — молекулярный объем; χ_T — изотермическая сжимаемость.

Значение γ является постоянной для данного вещества. Вычисления величины γ для целого ряда веществ показали, что $\gamma = 1 \div 3$. Из выведенной Грюнайзеном зависимости можно установить температурную зависимость теплового расширения: если принять что γ не зависит от температуры, а V и χ_T являются слабыми функциями ее, то в этом случае c_v определяет температурный ход коэффициента теплового расширения. При понижении температуры до абсолютного нуля значение β также стремится к нулю.

Эксперименты по определению теплового расширения тел показали, что в области низких температур значение β уменьшается быстрее, чем это следует из теории Грюнайзена; в области высоких температур β растет медленнее, чем предсказывает теория. Коэффициент теплового расширения связан со свободной энергией соотношением

$$\beta = (1/V) [\partial^2 F / (\partial p \cdot \partial T)],$$

где F — сила взаимодействия соседних атомов.

Свободная энергия является аддитивной величиной, т. е. определяется суммой решеточной β_l , электронной β_e и магнитной β_m составляющих: $\beta = \beta_l + \beta_e + \beta_m$.

При температурах выше $0,1\theta$, где θ — температура Дебая, основную роль в тепловом расширении играет решеточный вклад. При температуре ниже $0,1\theta$ для металлов электронный вклад становится сравнимым с решеточным, а при $T \rightarrow 0$ К — преобладающим. Для магнитных веществ

магнитный вклад может быть сравнимым как с решеточным, так и с электронным и даже определяющим при соответствующих температурах, что видно на примере сплавов типа инвар.

Большинство реальных кристаллов являются анизотропными. Это приводит к анизотропии физических свойств, в том числе температурного коэффициента линейного расширения, значение которого в общем виде определяется как $\alpha = (1/l)(\partial l / \partial T)_p$, где l — размер образца в направлении измерения.

Температурную деформацию измеряют, как правило, в два этапа: при температурах 4,2—80 К на дифференциальном dilatометре, при температурах 60—300 К — на кварцевом dilatометре конструкции Стрелкова. Абсолютная погрешность при определении α не превышает 10^{-7} K^{-1} . Схема dilatометра приведена на рис. 4. Измеряемый образец 1 устанавливают в кварцевую трубу 5. В верхний торец образца упирается кварцевый шток 4, на противоположном конце которого имеется ярмо 7. Между ярмом и магнитом 10 зажимается валик 9 с зеркальцем 8. Температуру образца измеряют медь-константановой термопарой 11. Для ее измерения служит медный стакан 2 с нагревателем и датчиком температуры. Вся измерительная ячейка помещается в сосуд Дьюара 3 с жидким азотом. При изменении размеров образца из-за разности удлинений металла и кварца шток смещается, что приводит к повороту валика и смещению светового указателя в окуляр-микрометре зрительной трубы 6.

В отдельных случаях, например при оценке колебания α от плавки к плавке, для стали 07X13N4AG20 используется индукционный метод. Чувствительным элементом является воздушный трансформатор, внешняя первичная обмотка которого неподвижна. Изменение длины образца передается на каркас вторичной обмотки трансформатора, что вызывает изменение индукции трансформатора. Образцы не требуют точной обработки; чувствительность метода до 10^{-7} K^{-1} .

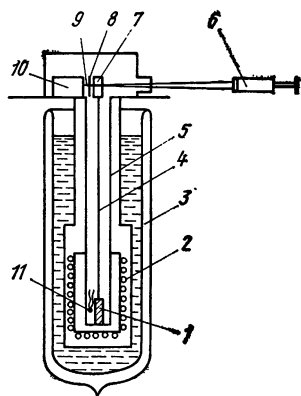


Рис. 4. Схема одноштокового dilatометра

В исследовательской практике применяются также другие методы, например емкостной. Чувствительным элементом в dilatометре является конденсатор, одна из пластин которого неподвижна, вторая — подвижная, соприкасается с исследуемым образцом. При изменении температуры длина образца изменяется, что приводит к изменению емкости конденсатора. Емкостные dilatометры, обладая высокой чувствительностью (до 10^{-10} см), требуют массивных образцов специальной формы.

Наиболее чувствительным методом измерения удлинения является, по-видимому, резонансный: до 10^{-12} см. К достоинству dilatометров такого типа можно отнести простоту образцов: диск диаметром ~ 17 мм и толщиной ~ 2 мм и возможность измерения при низких температурах. Однако измерения на таком dilatометре являются относительными, поэтому чаще он используется при исследовании превращений, происходящих в металлах.

Для изотропных материалов, какими являются, в частности, металлы с кубической решеткой, $\beta = 3\alpha$. Для более сложных по форме кристаллов величину β определить значительно сложнее. Так, для кристаллов ромбической формы необходимо знание коэффициентов расширения в трех взаимно перпендикулярных направлениях.

Главные коэффициенты теплового расширения, соответствующие главным кристаллографическим осям кристалла, имеют различную температурную зависимость, могут быть как положительными, так и отрицательными в зависимости от анизотропии сил, действующих между атомами в кристалле.

Поликристаллические твердые тела, к которым относятся и рассматриваемые в настоящей работе конструкционные металлы, являются с достаточной степенью приближения изотропными. Температурные коэффициенты линейного расширения являются периодической функцией порядкового номера элемента в системе Менделеева.

Эмпирически установлено, что $\alpha T_{пл}^n = \text{const}$, где n — коэффициент. Отсюда следует, что в общем случае значение α обратно пропорционально температуре плавления.

Деформация металлов, усиливающая ангармонизм колебаний атомов, увеличивает в общем случае значение α . При упругой деформации $\alpha = \alpha_0(1 + A\varepsilon)$, где α_0 — температурный коэффициент линейного расширения при отсутствии деформации; A — постоянная, связанная с упругими константами материала; ε — относительная деформация.

Вклад упругой деформации в α не превышает 1 %.

влияние малых примесей на линейное расширение аналогично влиянию их на теплоемкость, хотя оно более сложное в связи с тем, что при введении примесей не только деформируется фононный спектр (изменяется теплоемкость), но возможно изменение параметра Грюнайзена и изотермической сжимаемости. Для сплавов, где добавки примесей к основному компоненту соизмеримы с ним, значения

Таблица 1. Температурный коэффициент линейного расширения некоторых металлических материалов ($\alpha \cdot 10^6$, K^{-1})

Материал	Значения α при T , К					
	4	20	50	100	200	300
Al (99,75)	0,033	0,25	3,6	10,2	18,9	22,8
АД1	—	—	—	11,9	20,2	23,7
АМц	0,02	0,33	3,43	11,7	19,4	22,6
АМг5	—	—	—	12,2	20,9	23,0
Ti (99,85)	0,02	0,08	1,2	4,5	7,3	8,4
BT1-0	—	—	4,5	5,6	7,1	8,5
BT5-1	—	—	3,8	5,9	8,2	8,32
BT3-1	—	—	3,1	6,2	8,3	8,6
Fe (99,995)	0,014	0,016	1,3	4,6	10,0	11,7
40X	—0,002	0,18	1,7	6,6	11,5	12,5
18X2H4MA	—0,04	0,05	1,2	6,5	11,5	11,9
08X15H24B4T	—0,12	—0,15	2,5	8,48	13,6	15,6
Cu (99,97)	—	—	3,5	10,4	15,2	16,7
БрБ2	—	11,5	12,8	13,3	15,8	17,0
БрАЖМц 10-4-4	—	—	—	12,7	14,7	17,2
Л63	—	—	—	14,7	17,7	20,4

α несколько изменяются (табл. 1). При этом характер изменения α с понижением температуры, как правило, аналогичен таковому для основного компонента — базового металла, если сплав не претерпевает структурных превращений при охлаждении. Это можно проиллюстрировать данными по алюминиевым сплавам (табл. 1). Вместе с тем имеются и отклонения от указанного правила. Например, они наблюдаются для сплавов железа с марганцем, железа с никелем, особенно в инварной области.

Так, если для аустенитных сталей 12X18H10T (1 % Mn), 03X20H16AG6 [6], 35X14Г16H10ФР температурные зави-

симости и α и c_p аналогичны (рис. 5), то для сталей 03X13AG19 (0,7 % Ni) и 07X13H4AG20 [7] в диапазоне 100—300 К имеется значительное отклонение этих зависимостей, причем оно тем больше, чем выше отношение содержания марганца к содержанию никеля: $Mn/Ni=27$ для 03X13AG19; $Mn/Ni=4$ для 07X13H4AG20. Отметим, что

при 16 % Mn и 10 % Ni (сталь 35X14G16H10ФР) аномалии не обнаруживается ($Mn/Ni=1,6$).

Обозначим отклонение значений α от предположительных, соответствующих ходу кривой $c_p = f(T)$, через $\Delta\alpha = \alpha_{\text{п}} - \alpha_{\text{э}}$, где $\alpha_{\text{п}}$ — предполагаемое и $\alpha_{\text{э}}$ — экспериментальное значения. Зависимости $\Delta\alpha = f(T)$ имеют максимум в районе 200—220 К. При увеличении содержания никеля уменьшается зона аномального хода кривой $\alpha = f(T)$ и величина отклонения $\Delta\alpha$. Кроме того, несколько смещается в сторону низких температур максимум кривой $\Delta\alpha = f(T)$.

Анализ структуры сталей 03X13AG19 и 07X13H4AG20, проведенный при 293 К, не выявил структурных изменений при 80—293 К, т. е. такую аномалию нельзя объяснить фазовым переходом. Кривая $\alpha = f(T)$ получена по экспериментальным данным при охлаждении и нагревании. Ход кривой сохранялся после нескольких периодических охлаждений — отогревов образцов. Аналогичные

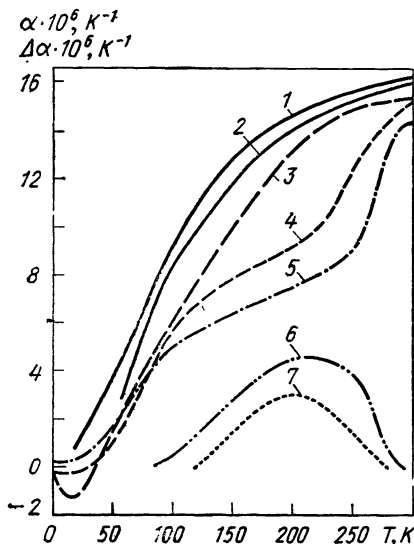


Рис. 5. Зависимость α от температуры для аустенитных сталей и $\Delta\alpha$ для сталей 6, 7:

1 — 12X18H10T; 2 — 03X20H16AG6; 3 — 35X14G16H10ФР; 4 — 07X13H4AG20; 5 — 03X13AG19; 6 — 03X13AG19; 7 — 07X13H4AG20

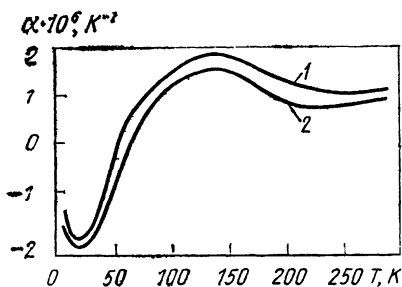


Рис. 6. Температурная зависимость α для сплава 36NH:

1 — в исходном состоянии; 2 — после нагружения при 20 К напряжением $\sigma=250$ МПа в течение $\tau=100$ ч

результаты ранее получены и на других сталях с высоким содержанием марганца [8]. Такое поведение α при изменении температуры Ф. Рихтер [8] объясняет тем, что железомарганцевые и железомарганцехромовые сплавы вследствие их антиферромагнитного упорядочения обладают инварным эффектом.

Сплавы железа с 36 % Ni, а также ряд сплавов железа с кобальтом, в том числе нержавеющей инвар (54 % Co, 9 % Cr, остальное — Fe), имеют малый температурный коэффициент линейного расширения при 20—300 К и даже отрицательные значения α ; при этом кривая $\alpha=f(T)$ (рис. 6) не соответствует зависимости $c_p=f(T)$.

Если сравнить средние значения температурного коэффициента линейного расширения в интервале 77—293 К для сплавов на основе железа, то он равен $1 \cdot 10^{-6}$; $8,3 \cdot 10^{-6}$ и $13,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ соответственно для сплава 36НХ (инвара), сталей 03Х13АГ19 и 12Х18Н10Т. Возможность получения сплавов с малым значением α , особенно инвара, позволяет решить серьезные технические задачи, например создать длинные магистральные трубопроводы для низкотемпературных жидкостей при малом числе или даже при отсутствии специальных компенсационных устройств.

Для ряда сплавов железа при температурах ниже 200 К возможны структурные превращения, как это имеет место в стали 03Х18Н10 при температуре ниже 195 К. В этом случае также наблюдаются отклонения от нормального хода зависимости $\alpha=f(T)$, обусловленные наложением мартенситного превращения [9].

При температурах ниже 20 К у некоторых сталей обнаруживается отрицательный коэффициент расширения (табл. 1, рис. 5), обусловленный изменением магнитной составляющей в той области, где решеточная и электронная компоненты малы [9].

Рассмотрим влияние легирующих элементов на значения α сталей. Легирующие элементы изменяют α , причем в большинстве случаев наблюдается отклонение от правила аддитивности. Введение хрома в низкоуглеродистые стали уменьшает значение α . Так, если для низкоуглеродистой стали при 293 К $\alpha=10,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, то для стали с 13 % Cr $\alpha=9,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Увеличение содержания никеля с 10 до 35 % в стали, содержащей 18 % Cr, ведет к уменьшению α при 293 К с $16 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ до $13,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. При введении в хромоникелевую сталь 2—3 % Mo α уменьшается с $16 \cdot 10^{-6}$ до $15,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Следует подчеркнуть, что аустенитные стали имеют бо-

лее высокий коэффициент расширения по сравнению со сталями перлитного и мартенситного классов. Учитывая определяемые техническими условиями колебания легирующих элементов и примесей в марке сплава, а также некоторое различие в деформации, термической обработке и других технологических факторах, для каждой партии сплава будет свое значение α .

Таблица 2. Основной химический состав исследованной стали 07X13H4AГ20

Номер плавки	Содержание элементов, %					
	Mn	S	P	Ni	Cr	N
I	22,05	0,006	0,028	5,49	15,0	0,11
II	20,92	0,007	0,027	4,75	13,49	0,18
III	21,13	0,005	0,010	4,64	11,80	0,13

Исследовано изменение α по данным испытаний трех плавов 07X13H4AГ20 (табл. 2), причем для каждой плавки брали три образца. Измерения проводили на dilatометре в интервале 293—77 К, скорость охлаждения 2 К/мин, увеличение по Δl составляло 5000. Дилатограмма фиксировалась двухкоординатным самописцем. Чувствительность по удлинению составляла 0,2 мкм/мм. Значение $\Delta l = f(T)$ вводили в калькулятор, затем по программе аппроксимировали Δl зависимостью вида

$$\Delta l/l_0 = a_0 + a_1 T + a_2 T^2 + a_n T^n,$$

где a_0, a_1, a_2, a_n — коэффициенты. После проверки по реперным точкам табулировали производную dl/dT с заданным шагом. Результаты расчетов показали, что при достоверности 0,95 отклонение от среднего значения составляет $\pm 5\%$ в интервале температур 293—140 К и $\pm 10\%$ при более низких температурах. Этим, по-видимому, объясняется наблюдаемое некоторое несовпадение данных, приводимых различными исследователями для одной и той же марки сплава.

Для большинства деталей низкотемпературной техники точность оценки изменения температурного коэффициента линейного расширения при охлаждении в пределах $\pm 5\%$ достаточна. Однако для элементов, где необходима повышенная точность сочленения деталей, как это имеет место, например, в шейке высокооборотного вала низкотемпературного детандера, работающего на газовой смазке, необходима более тщательная оценка фактической деформации

и более точное определение $\alpha=f(T)$ для обоих сопрягаемых элементов.

Кроме упругой деформации, на значения α также влияет и пластическая деформация, в том числе накапливаемая в процессе эксплуатации. Рассмотрим изменение α на примере сплава 36НХ, подвергнутого длительному нагружению при 20 К по ранее разработанной методике. Пластическую деформацию определили по изменению рабочей длины образца. Для этого на гладкие полированные буртики наносили отпечатки алмазной пирамидой на твердоме Виккерса с двух противоположных сторон. Измерения проводили на микроскопе УИМ-23 с точностью $\pm 10^{-6}$ м (± 1 мкм). Напряжения в образцах были равны 250, 500 и 750 МПа, что равно соответственно 0,34; 0,68; $1,01\sigma_T$ при 20 К. Продолжительность испытаний колебалась от 0,1 до 680 ч.

Измерения показали, что при напряжениях 250 и 500 МПа и выдержке до 680 ч остаточная пластическая деформация не обнаруживается. При напряжении 750 МПа величина остаточной пластической деформации достигает 2 %. Механические испытания образцов, находившихся под напряжением 500 МПа в течение 144 ч, практически не выявили влияния низкотемпературной нагрузки на прочность и пластичность сплава. Рентгенографически не обнаружено появления в структуре мартенситной фазы: как и в исходном состоянии, структура представляет аустенит с зерном балла 5—6.

Проведены измерения α образцов на высокочувствительном вакуумном низкотемпературном дилатометре в диапазоне температур от 20 до 293 К [10]. Образцы охлаждали до минимальной температуры, затем проводили ступенчатый нагрев с интервалом в 4 К. В каждом интервале определяли удлинение образца, по которому затем рассчитывали α образца.

Наименьшие значения α имеет образец, напряжение в котором составляло 250 МПа. Увеличение напряжений до 500 МПа приводит к увеличению α ; при $\sigma=750$ МПа тепловое расширение металла близко к расширению исходного образца. Таким образом, зависимость $\alpha=f(T)$ имеет экстремум — минимум при напряжениях, близких к расчетным.

Такое немонотонное влияние объясняется увеличением плотности электронов в антисвязывающей части 3—d полосы. За счет этого процесса происходит снижение α при напряжениях ниже предела текучести, так как только в

этих условиях, как отмечает Ж. Фридель, происходит дальнейшее заполнение указанной полосы. Напряжения выше предела текучести приводят к релаксации внутренних напряжений и снижению эффекта их воздействия на электронное строение сплава.

Следовательно, накопление пластической деформации в случае длительного нагружения при низких температурах может оказывать положительное влияние, несколько снижая α в период эксплуатации.

Учитывая, что в процессе эксплуатации накапливаемая деформация относительно невелика, для сплавов, не терпящих структурных изменений, она не должна вносить существенных изменений в значение α . В случае сплавов с нестабильной структурой влияние длительного низкотемпературного нагружения требует дополнительного изучения.

Зная тепловое расширение металлов, можно избежать некоторых типичных ошибок при проектировании. Так, на практике наблюдалось разрушение теплоизолирующего фиксатора, установленного между двумя горизонтальными, вставленными друг в друга коаксиальными сосудами: внешним (кожухом) и внутренним (заполняемым жидким азотом), вызванное именно неучетом различия температурной деформации внешнего и внутреннего сосудов.

3. ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Теплопроводность характеризует способность тела передавать тепловую энергию от одной его точки к другой, если между ними возникает разница температур. Для однородного и изотропного тела при равномерном распределении внутренних источников тепла

$$\partial T / \partial \tau = (\lambda \nabla^2 T) (c_p \rho) + w / (c_p \rho),$$

где T — температура тела; τ — время; ∇^2 — оператор Лапласа (дифференциальный оператор) второго порядка; w — удельная мощность объемных источников тепла.

Значения коэффициента теплопроводности определяют экспериментально [11]. Методы измерений делятся на две большие группы: стационарные и нестационарные. В качестве расчетных формул в первом случае используют частные решения уравнения теплопроводности при условии $\partial T / \partial \tau = 0$; во втором — при условии $\partial T / \partial \tau \neq 0$. Ниже приводятся в основном сведения, полученные на установке

(рис. 7), принцип работы которой основан на применении метода стационарного одноосного теплового потока [13].

Образец 1 с нагревателем 2 и термодатчиками 3 помещают в измерительную камеру 4, верхняя часть которой является теплоприемником 5 с регулируемой температурой. Камера через тонкостенную трубу 7 откачивается до высокого вакуума. Труба служит для вывода проводов 9. Наружный стакан 6 через трубу 8 может быть либо заполнен теплообменным газом, либо откачан до высокого вакуума. Вся установка монтируется в криостат с жидким хладагентом, аналогично установкам для оценки теплоемкости или теплового расширения при низких температурах.

Применяются и другие исследовательские установки для оценки λ ; схемы их приведены в работе [11]. Характерным признаком металлов является высокая теплопроводность, причем металлы с низкой валентностью обладают относительно большей теплопроводностью. Для металлов с кубической решеткой, таких как железо, теплопроводность не зависит от кристаллографического направления. Для металлов с некубической решеткой наблюдается анизотропия. Так, коэффи-

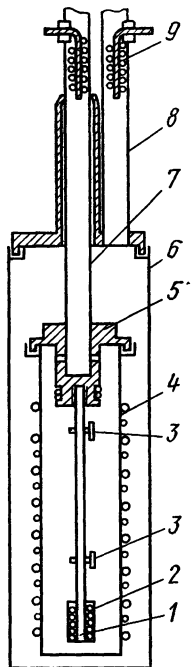


Рис. 7. Схема низкотемпературной части установки для измерения теплопроводности

циент теплопроводности кадмия, имеющего гексагональную решетку, в направлении главной оси кристалла равен $83 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$, в перпендикулярном направлении $41 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$.

С физической точки зрения явление теплопроводности представляет собой перенос кинетической энергии, который в металлических кристаллах осуществляется электронами проводимости и колебаниями кристаллической решетки (фононами). При этом $\lambda = \lambda_{\text{э}} + \lambda_{\text{ф}}$, где $\lambda_{\text{э}}$ и $\lambda_{\text{ф}}$ — соответственно электронная и решеточная составляющие теплопроводности.

Для чистых металлов решеточная теплопроводность много меньше электронной. Ее значение обратно пропор-

ционально значению температуры. Коэффициент теплопроводности чистых металлов в окрестности абсолютного нуля равен нулю. При повышении температуры он быстро увеличивается, достигая максимума при 5—40 К, затем уменьшается (рис. 8). Коэффициент теплопроводности и значение максимума у монокристалла значительно выше, чем у поликристаллического металла, вследствие увеличе-

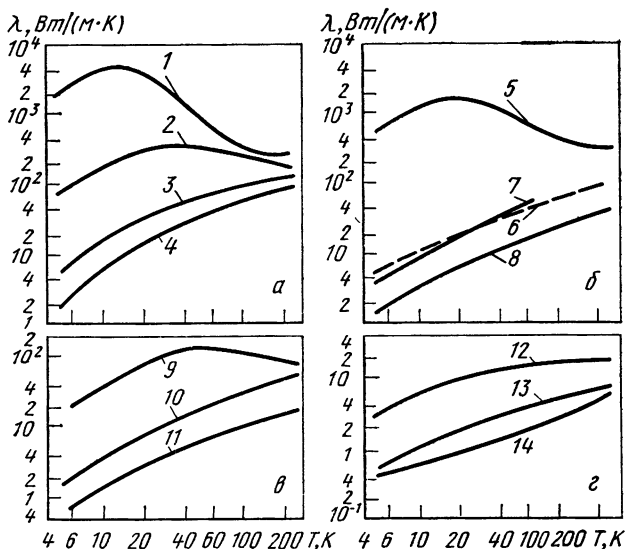


Рис. 8. Температурные зависимости коэффициентов теплопроводности сплавов:

а — сплавы на основе алюминия (1 — АВ0000; 2 — АД1; 3 — АМц; 4 — АМг6); б — сплавы на основе меди (5 — М1; 6 — БрБ2; 7 — ЛС59-1; 8 — БрАЖМц10-3-1,5); в — сплавы на основе железа (9 — карбонильное железо; 10 — 40Х; 11 — 12Х18Н10Т); г — сплавы на основе титана (12 — ВТ1-0; 13 — ВТ5-1; 14 — ВТ3-1)

ния у последнего сопротивления переносу тепла на границах зерен. С увеличением содержания примесей в чистых металлах максимум снижается, он смещается в область более высоких температур. Так, например, для поликристаллического отожженного алюминия с содержанием примесей 0,005 % максимум находится при 10 К, при этом λ равен $5200 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$ [3].

Для отожженного технического алюминия АД1 (содержание примесей менее 0,74 %) максимум смещается к температуре 40 К, при этом $\lambda = 323 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$, т. е. коэффициент теплопроводности уменьшается более чем в 15 раз

при увеличении содержания примесей с 0,005 % до 0,74 %. При дальнейшем уменьшении основного элемента в сплаве, например при легировании, максимум исчезает. Коэффициент теплопроводности увеличивается с увеличением температуры (рис. 8) — наиболее интенсивно до 100—200 К.

Наибольшее влияние примесей на теплопроводность проявляется при низких температурах: для алюминия высокой чистоты и сплава АМг6 при

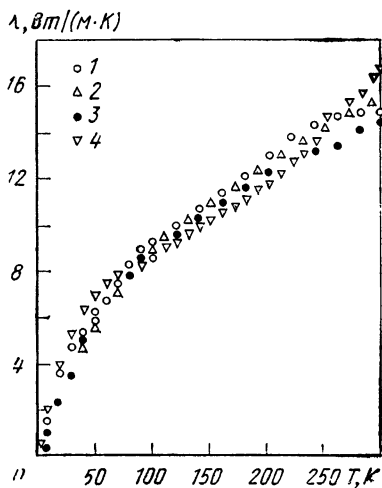
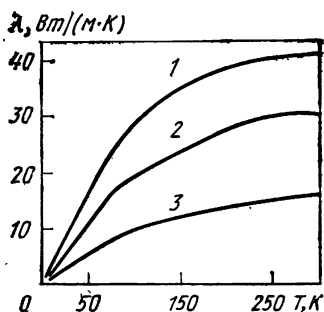


Рис. 9. Температурное изменение коэффициента теплопроводности конструкционных сталей мартенситного класса:

1 — 40X (закалка, 860 °С, вода, отпуск, 540 °С, 1 ч, вода); 2 — 18Х2Н4МА (закалка, 870 °С, вода, отпуск, 620 °С, 2 ч, вода); 3 — 03Х9К14Н6МЗД (закалка, 860 °С, вода, закалка, 730 °С, вода, старение, 540 °С, 3 ч, вода)

Рис. 10. Коэффициент теплопроводности некоторых аустенитных сталей при низких температурах (в скобках дана температура аустенизации):

1 — 12Х18Н10Т (1050 °С); 2 — 03Х13АГ19 (1000 °С); 3 — 07Х13Н4АГ20 (1000 °С); 4 — 03Х20Н16АГ6 (1070 °С)

5 К отношение коэффициентов теплопроводности составляет 10^3 , при 300 К — всего 2,5. На теплопроводность металлов, помимо примесей, существенно влияют многие факторы: размер зерна, структурные составляющие, пластическая деформация и др.

При уменьшении размера зерна снижается теплопроводность. Например, для электролитического отожженного железа при среднем числе зерен на 1 см², равном 10, $\lambda = 93 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$, при 634 — $84 \text{ Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$. Закалка, обработка холодом и другие виды термической обработки, измельчающие зерно, уменьшают теплопроводность. Так, термоциклическая обработка за счет измельчения структу-

ры приводит к снижению теплопроводности, что обнаружено при экспериментах с целым рядом сталей, таких как 22 К, 08Х13, 12Х18Н10Т и др. [14]. Отжиг увеличивает теплопроводность.

Наличие вторичных фаз, как правило, уменьшает теплопроводность. Структурные составляющие стали в порядке понижения коэффициента теплопроводности располагаются следующим образом: перлит, мартенсит отпуска, мартенсит закалки, аустенит. В общем случае чем выше степень легирования, тем ниже теплопроводность сплава (рис. 9). При высокой степени легирования влияние изменения содержания элементов может быть не очень существенным. Зависимости $\lambda = f(T)$ для аустенитных сталей, в которых содержание легирующих элементов составляет 28—42%, укладываются в узкую полосу (рис. 10). Отметим, что погрешность измерения λ не превышала 7 %.

Таким образом, неизбежен некоторый разброс данных в пределах одной марки сплава, что обусловлено изменением содержания основного, легирующего и примесных элементов, режимов прокатки, термической обработки и других факторов в пределах, допускаемых технической документацией. В связи с этим имеющиеся в литературе [11, 13] данные следует считать в основной массе информационными, характеризующими коэффициент теплопроводности сплавов, применяемых в конструкциях, работающих при низких температурах, с точностью ± 10 %.

Как указывалось выше, пластическая деформация уменьшает теплопроводность сплавов и, следовательно, пластическая деформация, обусловленная напряжениями в процессе эксплуатации, также должна понижать теплопроводность сплавов. Однако для большинства деталей нет необходимости в учете этого изменения. Для более точного значения коэффициента теплопроводности, например для деталей гелиевых ожижителей, необходимо изучение влияния эксплуатационных факторов на теплопроводность.

Представления о теплопроводности металла с достаточной для технических целей точностью можно составить по его электропроводности. В соответствии с правилом Видемана — Франца отношение теплопроводности к электропроводности величина постоянная. Электропроводность характеризуется удельной объемной электропроводностью, равной отношению плотности тока проводимости к напряженности электрического поля. Электропроводность металлов или обратная ей величина электросопротивления зависят от характера движения свободных электронов под

действием электрического поля. Сопротивление прохождению электрического тока обусловлено рассеянием электронов проводимости при столкновении с положительными ионами кристаллической решетки, примесными атомами и несовершенствами кристаллического строения.

У большинства металлов при 20 К удельное электросопротивление меньше 10^{-10} Ом·м и с дальнейшим понижением температуры почти не меняется. Таким образом, электросопротивление, измеренное при температурах ниже 20 К, является остаточным сопротивлением. Определение остаточного электросопротивления — простой и точный метод оценки чистоты металла от примесей и совершенства его кристаллического строения. Например, для меди обычной очистки отношение сопротивления при комнатной к сопротивлению при криогенной температуре может составлять 100. При лучшей очистке меди это отношение может возрасти до 2000.

При температурах, близких к абсолютному нулю, электросопротивление ряда металлов и сплавов резко падает. Явление сверхпроводимости было открыто в 1911 г. Каммерлинг — Оннесом, который наблюдал внезапное исчезновение сопротивления ртути при температуре около 4,2 К. Позднее было найдено, что свойством сверхпроводимости обладает около половины металлов, многие сплавы и соединения.

Практическое использование явления сверхпроводимости открывает большие перспективы в решении многих проблем, в том числе проблемы снижения металлоемкости энергетического оборудования.

Глава II

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

1. ВЛИЯНИЕ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР НА МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Механические свойства металлов и сплавов характеризуют их способность сопротивляться упругой и пластической деформации и разрушению. Стадия упругого деформирования характеризуется прямой пропорциональностью между нагрузкой и деформацией, а также обратимостью деформации (после снятия нагрузки длина образца восстанавлива-

ется). Связь между напряжением σ и соответствующей относительной упругой деформацией ϵ выражается законом Гука: $\sigma = E\epsilon$.

Касательное напряжение связано с соответствующим сдвигом аналогичным выражением, коэффициент пропорциональности в котором называется модулем сдвига G . Модули упругости, как правило, не зависят от структуры и являются константами материала, характеризующими его жесткость. Они связаны соотношением $G = E/[2(1+\nu)]$.

Упругая деформация образца представляет собой сумму упругих смещений атомов из равновесных положений в кристаллической решетке под действием внешней силы. При упругом деформировании после снятия нагрузки исходное положение атомов восстанавливается. Таким образом, упругие свойства материалов определяются силами межатомного взаимодействия.

Закон Гука может быть выведен из рассмотрения энергии упругого взаимодействия атомов. При этом область существования прямой пропорциональности между силой и смещением ограничивается весьма малыми деформациями. Возможное относительное упругое смещение двух атомов оказывается намного меньше межатомного расстояния. В монокристаллах из-за различия плотности упаковки атомов в разных направлениях модуль нормальной упругости анизотропен. В этом случае знание двух констант упругости E и G недостаточно для описания связи между напряженным и деформированным состояниями. Поликристаллический образец металла состоит из множества хаотически ориентированных кристаллитов, каждый из которых обладает определенной анизотропией свойств. В поликристаллах модули упругости являются усредненными модулями отдельных зерен, что позволяет считать их упругоизотропными.

При понижении температуры кристаллы сжимаются, что проявляется в уменьшении межатомных расстояний и увеличении модуля упругости. Основной рост модулей упругости происходит в диапазоне температур до 77 К, ниже температур жидкого азота рост замедляется, а вблизи абсолютного нуля в соответствии с третьим законом термодинамики модули упругости становятся температурно независимыми. В среднем снижение температуры на 1 К приводит к повышению модуля упругости на 0,03 % при температурах от комнатной до $\theta/3$, где θ — температура Дебая. Зная значения модулей при комнатной температуре, можно приближенно определить низкотемпературные

характеристики упругости металла. Температурный коэффициент модуля упругости зависит от температуры плавления металла, поэтому иногда рассматривают зависимость модуля от гомологической температуры — отношения абсолютной температуры измерения к абсолютной температуре плавления.

Холодная пластическая деформация не оказывает существенного влияния на модули упругости. Однако наклеп приводит к образованию преимущественных ориентировок — текстур, которые нарушают изотропность материала и заметно изменяют модули. Влияние легирования на модули упругости, как и влияние температуры, связано с изменением межатомного расстояния в решетке и сил межатомного взаимодействия.

Закон Гука устанавливает однозначную связь между напряжением и деформацией в упругой области. При этом предполагается, что при изменении нагрузки мгновенно деформируется решетка. В реальных телах переход в новое состояние равновесия под изменившейся нагрузкой происходит за некоторый конечный промежуток времени. В результате при проведении разгрузки после нагружения часть энергии необратимо рассеивается, что является мерой «внутреннего» трения материала. Внутреннее трение приводит к неупругости материала. К явлениям неупругости относятся такие эффекты, как прямое и обратное упругое последействие, релаксация напряжений, затухание свободных колебаний и т. д. Они могут проявляться при нагружениях, не превышающих предела упругости.

Пластичность, т. е. способность металлов перед разрушением претерпевать значительную пластическую деформацию, является одним из важнейших свойств металлов. Пластичность позволяет перераспределять локальные концентрации напряжения равномерно по всему металлу, что уменьшает опасность разрушения.

Для металлов характерно большее сопротивление растяжению или сжатию, чем сдвигу, поэтому процесс пластической деформации обычно представляет собой скольжение одной части кристалла относительно другой по кристаллографическим плоскостям или плоскостям скольжения. Другим механизмом пластической деформации является двойникование. Как и скольжение, двойникование осуществляется за счет сдвига, однако в случае двойникования происходит сдвиг части кристалла в положение, соответствующее зеркальному отображению несдвинутой части. Если скольжение может продолжаться вплоть до

разрушения материала, то деформация при сдвиге двойникованием происходит на ограниченное расстояние. При деформации двойникованием напряжения сдвига выше, чем при скольжении. Двойники обычно возникают тогда, когда скольжение по тем или иным причинам затруднено. Деформация двойникованием обычно наблюдается при низких температурах и высоких скоростях приложения нагрузки,

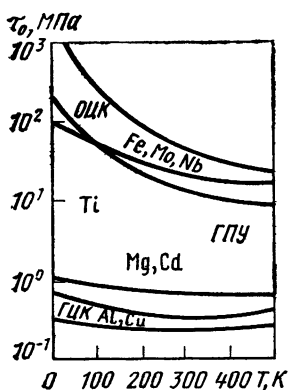


Рис. 11. Зависимость критического напряжения сдвига металлов с тремя основными кристаллическими структурами от температуры

так как в этих случаях для скольжения необходимо высокое напряжение сдвига.

На рис. 11 представлена зависимость критического напряжения сдвига от типа кристаллической решетки в диапазоне температур 0—500 К [15]. Разброс экспериментальных точек обусловлен разной химической чистотой материалов. В металлах с о. ц. к. решеткой наблюдается более сильная температурная зависимость критического напряжения скольжения, чем с г. ц. к. решеткой. Расчет критического сдвигового напряжения показал, что для осуществления сдвига необходимое напряжение (теоретическая прочность) должно состав-

лять $\frac{1}{6}$ от модуля сдвига. Это означает, что теоретическая прочность на сдвиг, т. е. теоретический предел текучести для металлов с г. ц. к.-решеткой, должна достигать $1,5 \cdot 10^3$ МПа. Теоретический предел текучести железа находится на уровне $1,3 \cdot 10^3$ МПа. В действительности же величина фактического предела текучести металлов на два порядка меньше.

Из расхождения между фактической и теоретической прочностью следует, что одновременное жесткое смещение атомных рядов не может иметь места. Для объяснения этого расхождения в середине 30-х годов Тейлором, Орованам и Поляни была разработана концепция дислокаций кристаллической решетки. Дислокации образуются уже при кристаллизации. Плотность дислокации может достигать большой величины. Под плотностью дислокаций обычно понимают суммарную длину дислокаций, приходящуюся на 1 см^3 ; отсюда размерность плотности дислокаций $\text{см}/\text{см}^3 = \text{см}^{-2}$. Для отожженных металлов плотность дислокаций составляет 10^6 — 10^8 см^{-2} , после холодной дефор-

мации она увеличивается до 10^{11} — 10^{12} см⁻², составляя таким образом около 1 млн. км дислокаций в 1 см³.

Пластический сдвиг является следствием постепенного перемещения дислокаций в плоскости сдвига. Распространение скольжения по плоскости скольжения происходит последовательно. Благодаря тому, что для перемещения дислокации требуется значительно меньшее усилие, чем для жесткого смещения атомных плоскостей, фактическое напряжение сдвига может быть значительно меньшим.

Выходя на поверхность кристалла, дислокация исчезает, оставляя на поверхности ступеньки скольжения. Позади переместившейся дислокации атомная структура верхних и нижних слоев металла восстанавливает свою исходную конфигурацию. В своих работах Орован в качестве аналогии движения дислокаций указывает способы перемещения дождевого червя и змеи [16]. Они скользят по поверхности земли, последовательно перемещая участки своего тела. При этом участки, через которые прошла волна возмущений, восстанавливают исходную форму. При прохождении через кристалл только одной дислокации верхняя часть смещается относительно нижней на одно атомное расстояние. Для пластического деформирования реального тела требуется огромное число таких элементарных смещений.

Описанный процесс протекает при значительно меньших напряжениях, чем одновременный сдвиг атомов. Процесс сдвига происходит тем легче, чем больше дислокаций имеется в объеме металла. Под действием приложенной нагрузки образуются новые дислокации (источник Франка—Рида), которые также принимают участие в процессе.

Скорость пластической деформации может контролироваться либо скоростью движения дислокаций (динамикой дислокаций), либо скоростью их размножения, либо тем и другим. При умеренных и низких температурах пластическая деформация происходит вследствие консервативного движения дислокаций, скорости которых в реальном материале распределены по некоторому статистическому закону. С ростом напряжения начинает действовать все большее число источников дислокаций, их плотность увеличивается. Помимо параллельных дислокаций, возникают дислокации в разных плоскостях и направлениях. Дислокации взаимодействуют друг с другом, мешают друг другу перемещаться, происходит их слияние, аннигиляция и т. д. С повышением плотности дислокаций их движение становится все более затрудненным, что требует увеличения при-

лагаемой нагрузки для продолжения деформации. В результате металл упрочняется из-за торможения дислокаций. Упрочнение возможно за счет взаимодействия дислокаций друг с другом; взаимодействия дислокаций с атомами растворенных в металле примесей и легирующих элементов; влияния частиц второй фазы, задерживающих движение дислокаций из-за прерывания пути скольжения и

создания тормозящих полей напряжений; упорядочения.

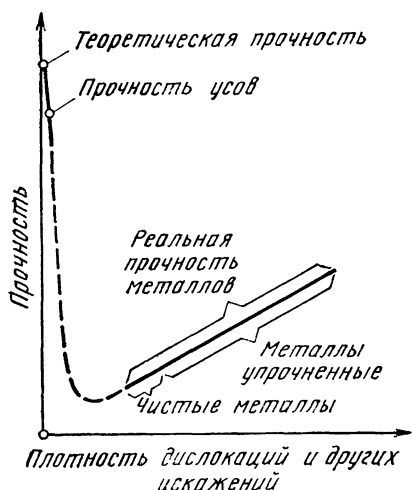


Рис. 12. Влияние искажений кристаллической решетки на прочность кристалла

Влияние искажений кристаллической решетки на прочность металлов приведено на схеме (рис. 12). Реальная прочность металлов падает с увеличением числа дислокаций только вначале, после чего при достижении минимума прочность начинает вновь возрастать. Повышение прочности за счет увеличения полезной плотности дислокаций может достигаться механическим наклепом, измельчением зерна и блоков мозаики, термической обработкой и т. д.

Процесс пластического течения, а следовательно, и предел текучести зависят от длины свободного пробега дислокаций, определяемого размерами зерен металла. Упрочняющая роль границ зерен сводится к двум эффектам: барьерному, связанному с трудностью преодоления границ зерен движущимися дислокациями, и эффекту усложнения деформации, который вытекает из условия непрерывности материала в процессе течения [18]. Эти эффекты могут быть учтены с помощью известного соотношения Холла — Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2},$$

где σ_0 — напряжение трения решетки, являющееся постоянной величиной для данного металла и конкретных условий; k — коэффициент, для хорошо состаренного материала мало зависящий от температуры и скорости деформации.

Согласно этому уравнению, мелкозернистый металл имеет более высокое значение предела текучести по сравнению с крупнозернистым. Величина напряжения, необходимого для осуществления определенной деформации, зависит от скорости деформации и температуры. С увеличением скорости деформирования достижение заданной деформации требует больших напряжений, а при повышении температуры необходимые напряжения снижаются. Таким образом, пластическая деформация является термически активированным процессом.

При понижении температуры предел текучести большинства металлов растет. Наиболее сильно он увеличивается в металлах с о. ц. к. и г. п. у. решетками. Металлы с г. ц. к. решеткой, особенно содержащие малые концентрации примесей, имеют значительно более слабую зависимость предела текучести от температуры.

Температурная зависимость предела текучести в металлах с о. ц. к. решеткой объясняется высокими барьерами Пайерлса — Набарро, влиянием примесей внедрения и структуры ядра винтовой дислокации и возможностью ее расщепления. Для металлов с о. ц. к. решеткой характерен интенсивный рост предела текучести и почти полная потеря пластичности при низких температурах. Особенно резкое увеличение предела текучести наблюдается в температурной области ниже $0,2T_{пл}$. Заметный вклад в общую деформацию при низких температурах вносит деформация двойникованием. Это видно по появлению скачков или зубцов на кривой деформации.

Пластичность металлов с о. ц. к. решеткой в значительной мере определяется содержанием примесей, прежде всего примесей внедрения, таких как углерод и азот, блокирующих перемещение дислокаций. Металлы с о. ц. к. решеткой переходят в хрупкое состояние при содержании примесей внедрения в количестве сотых долей процента. В силу этого металлы с о. ц. к. решеткой промышленной чистоты редко используют при криогенных температурах.

Фундаментальным свойством металлов с г. ц. к. решеткой является сочетание малой температурной чувствительности предела текучести и роста временного сопротивления с понижением температуры при высоком удлинении. Этим объясняется их высокая надежность при работе в области низких температур. Металлы с г. ц. к. решеткой малочувствительны к примесям при их содержании менее 1 %. Для деформационных кривых металлов с г. п. у. решеткой характерна сильно развитая первая стадия — стадия легкого

скольжения, на второй стадии происходит массовый процесс двойникования. Основная роль двойникования сводится к переориентировке зерен, первоначально неблагоприятных для скольжения. Двойникование, хотя и вносит свой вклад в общую деформацию, но еще в большей мере активизирует небазовые системы скольжения. Таким образом, металлы с г. п. у. решеткой при низких температурах имеют существенно большую пластичность, чем о. ц. к. металлы. Вместе с тем при понижении температуры наблюдается заметное повышение предела текучести. Кроме того, металлы с г. п. у. решеткой чувствительны к примесям внедрения, существенно снижающим их пластичность при низких температурах. По склонности к хрупкому разрушению они занимают промежуточное положение между металлами с о. ц. к. и г. ц. к. решетками.

2. РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ. ХРУПКОСТЬ

Классификация видов разрушения

Заключительная стадия деформирования материалов — стадия разрушения — стала объектом исследования сравнительно недавно, так как раньше считали, что после появления трещин в материале изделие нельзя использовать. Разрушение рассматривалось как заключительная мгновенная стадия нагружения, которая не может быть остановлена. В настоящее время выявлено, что стадия разрушения с момента появления повреждения может составлять до 90 % срока службы конструкции.

Разрушение твердого тела представляет собой процесс разделения его на части под действием нагрузок, которые также могут сопровождаться термическими, радиационными, коррозионными и другими воздействиями. На атомном уровне разрушение представляет собой разрыв межатомных связей с образованием новых поверхностей. Если разрыв межатомных связей происходит перпендикулярно плоскости разрушения, то такое разрушение называется сколом или отрывом. Если разрыв связей идет под действием силы, приложенной параллельно плоскости разрушения, то происходит разрушение сдвигом или скольжением. В металлах могут иметь место и тот, и другой вид разрушения, что определяется главным образом кристаллической структурой материала. Кроме того, характер разрушения зависит так-

же от температуры, скорости деформации, напряженного состояния, чистоты металла и т. д.

Как было отмечено ранее, скольжение в кристаллических телах из-за наличия дислокаций происходит при напряжениях, значительно меньших теоретической сдвиговой прочности. Если в металле легко протекает пластическая деформация, то сопротивление сколу никогда не будет достигнуто и разрушение такого вида станет невозможным. Так, в металлах с г. ц. к. решеткой скольжение наблюдается при любых температурах: их сопротивление сдвигу ниже сопротивления сколу, и они разрушаются вязко. При отсутствии скольжения, что, например, имеет место у металлов с о. ц. к. решеткой при низких температурах, разрушение сколом происходит до наступления общей текучести. Разрушение можно классифицировать на типы по различным признакам: степени реализованной к моменту разрушения пластичности, условиям нагружения, напряженному состоянию, структурному фактору, кинетике процесса, энергии активации элементарного ведущего процесса. [19, 20] В настоящее время еще нет стройной классификации видов разрушения.

В зависимости от степени пластической деформации перед разрушением различают хрупкое и вязкое разрушение. При вязком разрушении материал претерпевает не только упругую, но и значительную пластическую деформацию. При отсутствии пластической деформации происходит хрупкое разрушение, а при ее незначительном развитии — квазихрупкое. К настоящему времени принято считать, что деление разрушения металлов на хрупкое и вязкое имеет лишь практическое значение, но является чисто условным.

У большинства металлов разрушение носит внутризеренный характер. Разрушение по границам зерен протекает лишь в том случае, когда границы между зернами оказываются менее прочными, чем тело зерна. Межзеренное сдвиговое разрушение маловероятно при низких температурах. Межзеренный скол обычно протекает при наличии примесей по границам зерен и для металла с г. ц. к. решеткой является единственно возможным видом хрупкого разрушения. Внутризеренное разрушение металлов с г. ц. к. решеткой всегда сопровождается зарождением, ростом и слиянием микропор.

Вязкое разрушение может развиваться различными способами. Основные типы вязкого разрушения представлены на рис. 13. Чистый сдвиг (рис. 13, а) наиболее характерен для монокристаллов с г. п. у. решеткой. Разрушение про-

текает путем разрыва (декогезии) на плоскости скольжения. При низких температурах часто реализуется разновидность чистого сдвига — адиабатический сдвиг, например, в чистом алюминии при температурах ниже 40 К. Чаще сдвиг идет по двум плоскостям с образованием шейки, иногда вплоть до острия (рис. 13, б). Такое разрушение характерно для монокристаллов некоторых чистых металлов

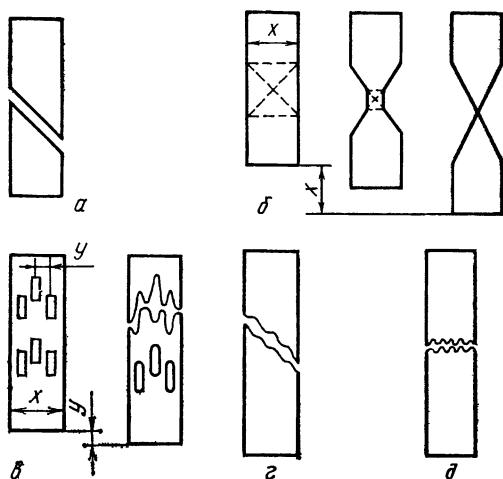


Рис. 13. Основные типы вязкого разрушения:

а — чистый сдвиг; б — сужение до острия; в — волокнистое разрушение; г — разрушение срезом; д — разрушение по нормали

с г. ц. к. решеткой (серебро, медь). Около частиц второй фазы и выделений при вязком разрушении образуются несплошности (рис. 13, в). Окончательный вид поверхности волокнистого разрушения определяется величиной и распределением частиц.

При наличии значительной сдвиговой компоненты происходит соскальзывание или разрушение срезом с искажением формы пустот (рис. 13, г). У малопрочных материалов поверхность разрушения грубая, у высокопрочных может быть гладкой и напоминать чисто сдвиговое разрушение. Тонкие металлические листы разрушаются, как правило, срезом. Вязкое разрушение по нормали (рис. 13, д) обычно наблюдается в центральной части массивных образцов. Зарождение и рост вязкой трещины определяются наличием частиц второй фазы, которые, как правило, со-

держатся в конструкционных материалах в достаточно большом количестве. Эти частицы присутствуют в виде неметаллических включений и интерметаллидных соединений. Можно выделить три характерных вида частиц:

большие частицы, видимые в оптический микроскоп, размер которых находится в пределах от 10^4 — $2 \cdot 10^5$ нм;

промежуточные частицы, видимые в электронный микроскоп, размером $5 \cdot 10^3$ — 10^4 нм;

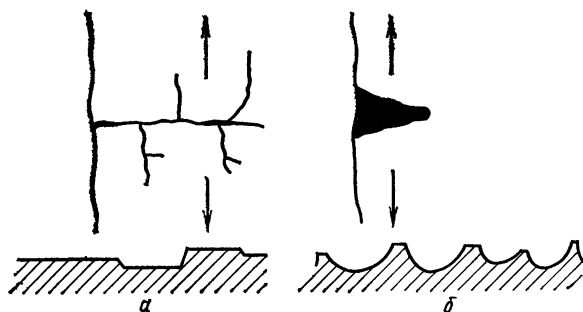


Рис. 14. Вид трещины и схема разрушения (сечение перпендикулярно поверхности излома):

а — хрупкое разрушение; б — вязкое разрушение

осажденные частицы, видимые в электронный микроскоп лишь в отдельных случаях, размером 500—5000 нм.

Пустоты возникают вблизи крупных частиц (4—16 мкм) уже при малых деформациях порядка нескольких процентов, но в слиянии микротрещин в магистральную трещину участвуют и более мелкие частицы (0,05 мкм). Крупные включения не играют существенной роли в самом процессе распространения вязкой трещины. В процесс вязкого разрушения вносят вклад прежде всего мелкие частицы размером менее микрона. При возникновении в их окрестности пластической зоны они теряют сцепление с матрицей, что приводит к образованию микропустот. Пустоты растут за счет скольжения и между ними образуются шейки. Широко распространенным типом вязкого разрушения образца является разрушение в виде чашечки-конуса.

Вязкое разрушение более энергоемко, чем хрупкое. Для развития вязкого разрушения необходим непрерывный внешний подвод энергии, расходуемый на пластическое деформирование металла впереди растущей трещины и преодоление возникающего при этом упрочнения. При этом

работа, затрачиваемая на пластическую деформацию, значительно превышает работу собственно разрушения. При вязком разрушении (рис. 14) трещина имеет большой угол раскрытия (тупая трещина), поверхность разрушения характеризуется значительной степенью пластической деформации. Матовый волокнистый излом при вязком разрушении не имеет характерного металлического блеска. Электронно-микроскопическое исследование обнаруживает «чашечное» строение излома. Скорость распространения вязкой трещины невысока и определяется скоростью нарастания напряжений.

Хрупкое разрушение происходит в результате отрыва или скола, когда плоскость разрушения перпендикулярна нормальным напряжениям (рис. 14). После достижения предельной степени искажения кристаллической решетки наступает разрушение, сопровождающееся последовательным разрывом межатомных связей. Такой процесс становится возможным, когда вблизи имеющихся в материале несплошностей развиваются концентрации упругих напряжений, достигающие теоретической прочности материала на отрыв. У достаточно пластичных металлов из-за релаксации напряжений местные концентрации напряжений вблизи несплошностей оказываются недостаточными и развития трещин скола не происходит. Однако в этом случае не исключена возможность стабильного вязкого подрастания микротрещин до тех пор, пока они не станут достаточно большими для самопроизвольного развития по механизму скола.

Разрушение сколом можно разделить на три фазы: зарождение микротрещины, ее подрастание до границы зерна и распространение через соседние зерна. Уровень разрушающих напряжений определяется наиболее энергоемкой фазой: в относительно чистых металлах — зарождение и начальное подрастание трещины. В металлах, содержащих включения, первые две стадии протекают сравнительно легко, но затем трещина сдерживается границами зерен. По этой причине в таких металлах часто наблюдают зарождение и торможение множества микротрещин до момента неустойчивого распространения одной из них.

Существует ряд моделей дислокационного механизма зарождения трещины. Согласно общей модели Зинера, краевые дислокации движутся по плоскости скольжения к препятствию, например к границе зерна, двойника, межфазной границе и т. д. Если при подходе они не могут преодолеть этот «непрозрачный» барьер, то образуется нагромо-

дение дислокаций, и в этом месте возникает концентрация напряжений. При этом напряжение в локальной зоне может во много раз превысить приложенное напряжение; после того как напряжения превзойдут силы межатомной связи материала, возникает микротрещина.

Скопление дислокаций может иметь место и в том случае, когда физический барьер отсутствует, например при пересечении активных плоскостей скольжения. В месте их встречи, в соответствии с моделью Котрелла, также может образовываться зародышевая микротрещина.

При разрушении по хрупкому механизму затрачивается значительно меньшая работа на процесс самого разрушения, чем при вязком. Начавшееся хрупкое разрушение является самопроизвольным процессом. Оно происходит за счет высвобождения накопленной в системе упругой энергии и поэтому для распространения трещины не требуется энергии извне. При хрупком разрушении затрата энергии на образование новых поверхностей в результате раскрытия трещины меньше, чем освобождающаяся при этом накопленная упругая энергия.

При хрупком разрушении (рис. 14) магистральная (разделяющая тело) трещина имеет малый угол раскрытия (острая трещина), пластическая деформация вблизи поверхности разрушения почти полностью отсутствует. Макроизлом имеет блестящую гладкую поверхность. Плоские грани расколотых кристаллических зерен придают металлический блеск хрупкому излому. Для хрупкого разрушения характерна высокая скорость распространения трещины, достигающая приблизительно 0,4—0,5 скорости звука в разрушающемся металле. Скорость распространения хрупкой трещины для стали составляет около $2 \cdot 10^3$ м/с.

Чисто сдвиговое, вязкое разрушение характерно для таких аморфных материалов, как глина; чисто хрупкое разрушение сколом свойственно идеально упругим материалам, например алмазу. Однако большинству реальных материалов одновременно присуще вязкое и хрупкое разрушение и разделение на отдельные виды разрушения условно, так как производится по преобладанию того или иного вида.

Вязко-хрупкий переход. Согласно схеме, предложенной А. Ф. Иоффе и развитой Н. Н. Давиденковым, смена одного вида разрушения другим определяется соотношением предела текучести σ_T и разрушающего напряжения $\sigma_{отр}$ (рис. 15). Температурная зависимость σ_T и $\sigma_{отр}$ имеет различный характер, так как в соответствии с этой схемой пре-

дел текучести и разрушающее напряжение друг с другом не связаны. С понижением температуры напряжение трения решетке, а следовательно, и предел текучести резко возрастают. В противоположность этому в первом приближении разрушающее напряжение является температурно независимым.

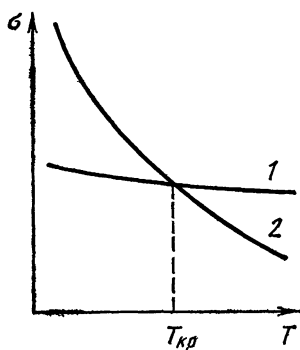


Рис. 15. Схема вязко-хрупкого перехода по Иоффе—Давиденкову:

1 — разрушающее напряжение или сопротивление отрыву; 2 — напряжение течения или сопротивление сдвигу; $T_{кр}$ — критическая температура хрупкости

В процессе нагружения при определенной температуре напряжение достигает либо σ_t , либо $\sigma_{отр}$. Если раньше будет достигнут σ_t , то произойдет пластическая деформация, которая при дальнейшем росте напряжений приведет к разрушению. Если раньше будет достигнуто $\sigma_{отр}$, то произойдет хрупкое разрушение. В соответствии со схемой Иоффе — Давиденкова температура вязко-хрупкого перехода (критическая температура хрупкости) отвечает температурной точке, при которой предел текучести материала становится равным разрушающему напряжению (сопротивление отрыву).

К недостаткам схемы Иоффе — Давиденкова относится то, что фактически при всех температурах испытания хрупкому разрушению предшествует более или менее выраженная пластическая деформация. Процессы хрупкого разрушения и пластической деформации в металлах взаимосвязаны. Вместе с тем эта схема отличается наглядностью и хорошо описывает феноменологию вязко-хрупкого перехода.

Свойство материала хрупко разрушаться с понижением температуры называется хладноломкостью. Основной характеристикой хладноломкости является критическая температура хрупкости. С помощью этой характеристики оценивают сопротивление хрупкому разрушению материала. Ниже будет показано, что критическая температура хрупкости определяется целым рядом внешних факторов и не является константой материала.

Фрактографические особенности разрушения

Необходимость определения характера разрушения в каждом отдельном случае обусловлена тем, что меры борьбы

с вязким и хрупким разрушением принципиально различны. В случае вязкого разрушения необходимо повышать прочность материала. При хрупком разрушении надо увеличивать вязкость и пластичность. Одним из основных методов оценки характера разрушения является фрактография. Объектами изучения могут быть микрообъекты физики металлов — дислокации и механические макрообъекты — трещины.

В работах [21, 22] приводится подробная классификация изломов и термины, применяемые для описания макро- и микрорельефа изломов. Под изломом в механике разрушения понимают объем вблизи поверхности разрушения наклепанного металла, связанный с определенной энергоемкостью. Глубина излома определяется размером области повышенной пластической деформации в зоне разрушения по сравнению с деформацией металла на достаточном удалении от этой зоны, которая является средним фоном деформации.

Энергоемкость излома соответствует удельной энергии, затраченной на его образование. Практически вся эта энергия идет на пластическую деформацию в объеме излома если не учитывать незначительное тепловое рассеивание энергии. Энергоемкость можно использовать для количественной оценки и сравнения изломов. Основные параметры излома: глубина, степень пластической деформации, энергоемкость и в ряде случаев рельеф поверхности взаимосвязаны. Различают три основных подхода к оценке излома: по энергоемкости, механизму разрушения и рельефным составляющим.

Методами фрактографии являются визуальное изучение поверхности изломов невооруженным глазом, с помощью оптических и электронных микроскопов. Использование сканирующих (растровых) электронных микроскопов позволяет наблюдать поверхность разрушения непосредственно, минуя трудоемкое изготовление напыляемых реплик. Зондирование образца осуществляется с помощью острофокусированного электронного луча. Возбуждение и испускание с поверхности вторичных электронов дает контрастное изображение в катодно-лучевой электронной трубке. Однако электронная фрактография, как метод энергетической оценки излома, малочувствительна и может приводить к неправильным оценкам. Так, при разрушении никелевой стали с различным содержанием углерода энергоемкость разрушения меняется в широких пределах, а характер микростроения излома остается постоянным. Более

перспективным методом энергетической оценки излома является рентгеновская фрактография, основанная на определении обусловленного искажениями кристаллической решетки уширения рентгеновской линии, которое пропорционально степени пластической деформации. Рентгеноструктурный анализ в отличие от электронной микроскопии позволяет изучать излом во всем объеме, а не только поверхность разрушения. Важность этого преимущества обусловлена тем, что в сопротивлении материала продвижению трещины участвует весь объем излома металла, включая и поверхность.

С помощью рентгеноструктурного анализа можно решать следующие фрактографические задачи: изучение фазовых превращений и структурных изменений в зоне пластической деформации, определение относительной и абсолютной степени пластической деформации в поверхности излома, изучение дислокационной структуры в изломе.

Размер зоны пластической деформации излома зависит от многих внешних и внутренних факторов и меняется от нескольких десятков микрон при хрупком до нескольких миллиметров при вязком разрушении. Шероховатость поверхности излома практически не влияет на среднее значение уширения рентгеновской линии, лишь несколько увеличивая разброс.

Определение размера зоны пластической деформации и характера изменения интенсивности деформации по глубине излома дает более полное представление о сопротивлении металла разрушению. Изучение градиента интенсивности пластической деформации по глубине излома производится с помощью метода послойного травливания и определения уширения рентгеновской линии ΔB в зависимости от глубины излома h (рис. 16). Интегральное уширение рентгеновской линии по глубине Φ геометрически равно площади под кривой $\Delta B = f(h)$, пропорциональной удельной энергоемкости образования излома на исследованном участке.

При исследовании процессов разрушения представляет интерес сравнение химического состава поверхности излома с составом подповерхностных зон и средним составом металла. В связи с этим современные сканирующие микроскопы, как правило, оборудованы рентгеновскими спектрометрами, которые позволяют проводить анализ образца с локальностью в несколько кубических микрон. Однако эти микроанализаторы, обладая высокой абсолютной чувствительностью, имеют сравнительно небольшую кон-

центрационную чувствительность — не выше $10^{-2}\%$, а при анализе легких элементов с атомным номером менее 10 — не выше $10^{-1}\%$. Это затрудняет определение в тонких слоях поверхности излома таких элементов, как Н, В, С, N, О,

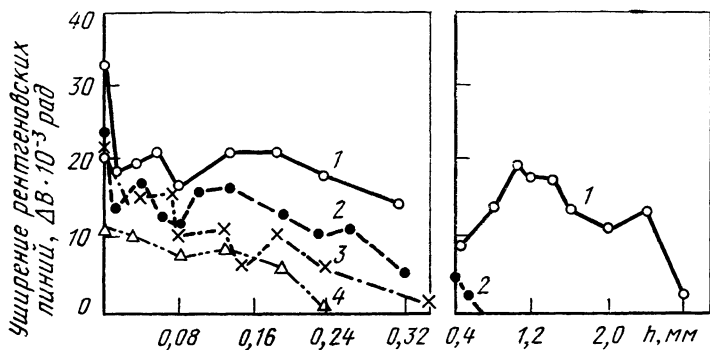


Рис. 16. Зависимости уширения рентгеновской интерференционной линии (211) по глубине изломов компактных образцов стали 38ХМА, испытанных на K_{IC} при различных температурах:

1 — 293 К; 2 — 253 К; 3 — 213 К; 4 — 153 К

которые могут играть важную роль в охрупчивании металла.

На рис. 17 показана схема усовершенствованной электроразрядной установки для эмиссионного спектрального

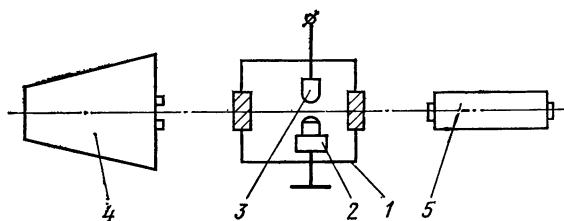


Рис. 17. Схема электроразрядной установки для эмиссионно-го спектрального анализа:

1 — камера; 2 — катод; 3 — анод; 4 — спектрограф; 5 — микроскоп

анализа, созданной в Ленинградском технологическом институте холодильной промышленности. В камере 1 на подвижной подставке помещен катод 2, на который наносится анализируемая микропроба. На анод 3 подается напряжение с конденсаторов. Положение электродов 2 и 3 друг от-

носителем друга и относительно щели спектрографа 4 выверяется с помощью микроскопа 5. Из камеры 1 форвакуумным насосом откачивается воздух. Конденсаторы заряжаются при включении выпрямителя и через 15 с напряжение на них достигает 5 кВ, при котором аналитический зазор между анодом 3 и катодом 2 пробивается и начинается разряд конденсатора. При этом материал пробы, нанесенный на катод, возбуждается взрывным катодным распылением и удерживается в виде ионов в прикатодной зоне. На установке можно проводить как качественный, так и количественный анализ элементов в тонких поверхностных слоях менее 10 000 нм при чувствительности абсолютной 10^{-14} — 10^{-15} грамма и концентрационной 10^{-5} — 10^{-6} %.

Фрактография вязкого излома. Макроскопически вязкий излом характеризуется волокнистостью, матовой, сильно шероховатой поверхностью. Рельеф вязких изломов, как правило, характеризуется наличием «ямок». Плоскую сглаженную поверхность вязкого излома часто называют «вязким отрывом». По форме ямки бывают равноосными и удлиненными. Равноосные ямки образуются главным образом под действием растягивающих напряжений, а удлиненные — в случае сдвига. Протяженность ямок зависит от размера и количества ответственных за разрушение частиц. Однофазные сплавы и чистые металлы имеют, как правило, крупные ямки, но в меньшем количестве, чем многофазные сплавы. Глубина ямок определяется способностью материала к микролокальной деформации. На дне и стенках ямок можно обнаружить следы пластической деформации — волокнистость или так называемое серпантинное скольжение, что подтверждает высокую пластичность металла при разрушении. Наличие большого числа мелких ямок характерно для более прочных металлов.

Известны попытки установления связи между параметрами микрорельефа и характеристиками свойств материала. Так, в работе [23] установлена единая для разных структурных классов и кристаллических решеток зависимость среднего размера ямки в изломе от квадрата предела текучести стали. При понижении температуры стали образуются сравнительно неглубокие и плоские ямки. Микроскопическое строение вязкого излома у металлов с о.ц.к.-решеткой связано с глубиной излома и его энергоемкостью. Уменьшению глубины «ямок» сопутствует уменьшение глубины пластической деформации и энергоемкости.

Однако, существуют и противоречия между различными характеристиками излома. В некоторых металлах (та-

ких как высокопрочные стали, алюминиевые и титановые сплавы), обладающих низкой энергоемкостью, макроизлом не имеет характерного металлического блеска. В то время как в металлах с о.ц.к.-решеткой существует соответствие между энергетической характеристикой и способом образования поверхности, в металлах с г.ц.к.-решеткой (алюминий и его сплавы, аустенитные стали) изломы по энергии разделяются на вязкие и хрупкие. В таких случаях рентгеноспектральный анализ дает более объективную оценку, чем электронная фрактография. Величина поглощенной энергии и глубина излома более тесно связаны между собой, чем со строением его поверхности.

Фрактография хрупкого излома. Хрупкое разрушение может иметь внутризеренный и межзеренный характер, образуя соответственно кристаллический или зернистый излом. Встречаются и такие специфические названия хрупких изломов, как нафталинистый, камневидный, черный и пр. Для промежуточных изломов, образующихся в интервале переходных температур, характерно сочетание механизмов разрушения скола и ямкообразования. В изломе могут находиться транскристаллитные фасетки, неглубокие и плоские ямки типа «плато» и транскристаллитные бороздки в случае циклической нагрузки.

При хрупком внутризеренном разрушении образуются транскристаллитные фасетки. На электронных микрофотографиях на фасетках обнаруживается характерный ручьи-стый узор от сливающихся отдельных микротрещин. Их соединение происходит хрупко или с участием пластической деформации и образованием сглаженных гребней. Более резкие ступеньки, образующие ручьи-стый узор, указывают на наличие более хрупкого разрушения. При наличии развитых сглаженных гребней используется термин «квазиотрыв» или «квазискол». Часто наблюдаются ступеньки на границе различно ориентированных зерен.

Наиболее очевидный признак межзеренного разрушения — наличие рельефа интеркристаллитных фасеток, соответствующих огранке зерен. В оптический микроскоп наблюдаются гладкие площадки, часто с включениями. Электронные фрактограммы таких изломов отличаются, как правило, отсутствием ручьи-стого узора. Интеркристаллитный скол обычно реализуется в условиях более хрупкого разрушения.

Переход от транс- к интеркристаллитному разрушению вызывается воздействием поверхностно-активных сред, проникновением по границам зерен легкоплавких металлов,

окислением границ зерен при пережоге и т. п. К хрупким также могут быть отнесены изломы, имеющие сотовое строение, для которых характерна малая пластическая деформация. Такие изломы наблюдаются у алюминниевых и титановых сплавов при низких температурах. Использование электронной фрактографии в этом случае приводит к неопределенности в оценке излома, для исключения которой следует применять рентгеновскую фрактографию.

Усталостные изломы обычно представлены совокупностью рассмотренных выше составляющих рельефа и специфических «бороздок».

Усталостные бороздки относят к области хрупкого и промежуточного разрушения. Размер зоны пластической деформации, измеренной методом рентгеновской фрактографии, коррелирует со скоростью роста усталостной трещины при пониженных температурах [24]. При понижении температуры и переходе от вязкого разрушения к хрупкому происходят определенные фрактографические изменения: ямочное разрушение вытесняется участками скола, уменьшается глубина излома (размер зоны пластической деформации под поверхностью разрушения), изменяется химический состав поверхности разрушения вследствие различной избирательности вязкой и хрупкой трещины.

Трещина и ее поведение. Напряженное состояние в вершине трещины. Расчет прочности машин и конструкций, как правило, проводят на основании теории упругости и сопротивления материалов, которые рассматривают материал как сплошное и изотропное тело. Однако реальные конструкционные материалы имеют различные дефекты строения — от дислокаций до макротрещин. Любая несплошность в материале является концентратором напряжений. Напряжения растут с увеличением остроты и длины концентратора, т. е. наибольшие напряжения возникают вблизи макроскопических трещин. Коэффициент концентрации напряжений у вершины эллиптической трещины может быть рассчитан по формуле

$$K_{\sigma} = 2\sqrt{c/\rho},$$

где ρ — радиус в вершине эллипса (трещины); полудлина трещины.

При наличии достаточно длинной и острой трещины напряжения у ее вершины могут превышать прочность материала даже при низком уровне приложенных напряжений. В этом случае возникает опасность хрупкого разрушения. Для того чтобы предсказать поведение трещины, опреде-

лить перспективы ее остановки или развития при заданном уровне напряжений, необходимо провести анализ напряженного состояния у ее вершины.

По характеру смещения берегов трещины различают три типа ее раскрытия (рис. 18): раскрытие трещины отрывом, когда растягивающее напряжение перпендикулярно плоскости трещины *I*; поперечный сдвиг относительно плоскости трещины *II*; продольный сдвиг при смещении по-

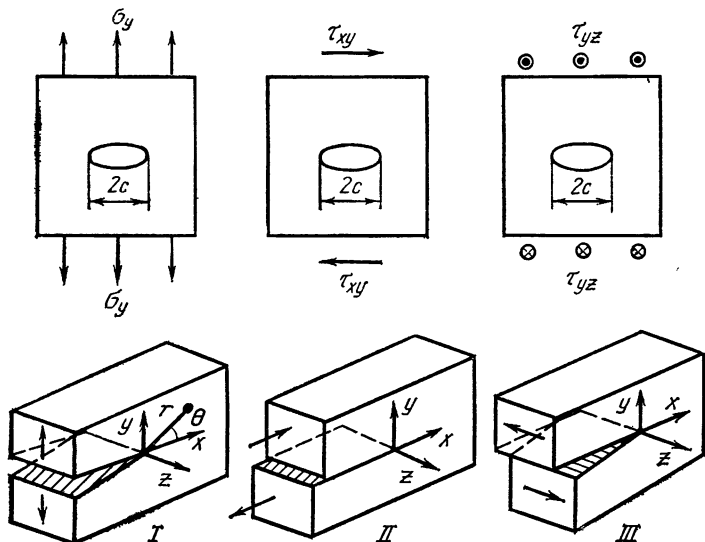


Рис. 18. Типы раскрытия трещин:

I — нормальный отрыв; *II* — поперечный сдвиг; *III* — продольный сдвиг

верхностей трещины в стороны *III*. Из трех видов раскрытия трещины основной интерес представляет первый тип. Он встречается наиболее часто при хрупких разрушениях. Вместе с тем в практике встречаются разрушения по второму и третьему типам: при штамповке и вытяжке может иметь место разрушение материала по второму типу, а по третьему типу происходит вязкое разрушение сосудов, нагруженных внутренним давлением.

Упругое поле напряжений (σ) и деформаций (u и v) у вершины, находящейся в бесконечной пластине равновесной трещины отрыва первого типа, можно описать следующими соотношениями (приведены только первые члены разложения, являющиеся главными или сингулярными):

$$\left. \begin{aligned} \sigma_y &= (K_I / \sqrt{2\pi r}) \cos \theta/2 (1 + \sin \theta/2 \sin 3\theta/2); \\ \sigma_x &= (K_I / \sqrt{2\pi r}) \cos \theta/2 (1 - \sin \theta/2 \sin 3\theta/2); \\ \tau_{xy} &= (K_I / \sqrt{2\pi r}) \sin \theta/2 \cos \theta/2 \cos 3\theta/2; \\ u &= (K_I / 2G) \sqrt{r/2\pi} \cos \theta/2 (k - 1 + 2 \sin^2 \theta/2); \\ v &= (K_I / 2G) \sqrt{r/2\pi} \sin \theta/2 (k + 1 - 2 \cos^2 \theta/2), \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

где $k=3-4\nu$ — для плоской деформации; $k=(3-\nu)/(1+\nu)$ — для плоского напряженного состояния.

В обобщенном виде эти уравнения (1) можно записать так:

$$\sigma_{ij} = (K_I / \sqrt{2\pi r}) f_{ij}(\theta). \quad (2)$$

Коэффициент K_I в записанных выражениях называется коэффициентом интенсивности напряжений. Индекс I показывает, что раскрытие трещины происходит путем отрыва. Аналогичные выражения можно получить для трещин второго и третьего типа. Видно, что параметр K_I полностью определяет напряженно-деформированное состояние в вершине трещины. Достоинство линейной механики разрушения заключается в том, что она дает однопараметрическое описание поля напряжений и деформаций около вершины дефекта (трещины) и однопараметрический критерий разрушения деталей с трещинами (K_{Ic}), который характеризует состояние у вершины трещины при достижении напряжениями и деформациями критических значений, когда трещина начинает расти. Предполагается, что K_{Ic} является константой материала.

Уравнение (2) является решением упругой задачи и допускает обращение напряжения при вершине трещины в бесконечность. Однако в действительности этого не может произойти из-за пластических деформаций, возникающих при вершине трещины и ограничивающих уровень локальных напряжений. Точное решение упругой задачи для поля напряжений пока не получено. При наличии у кончика трещины зоны пластической деформации, окруженной упруго-деформированным материалом, необходимо решать задачу о равновесии тела с трещиной в упругопластической постановке.

Размер зоны пластической деформации у кончика трещины (рис. 19) определяется степенью жесткости напряженного состояния, что, в конечном счете, определяется соотношением действующих нормальных и касательных напряжений. Различают два вида напряженного состояния,

которые могут возникать при растяжении пластины с трещиной: плоская деформация и плосконапряженное состояние. В случае выполнения условий плоской деформации радиус пластической зоны, во всяком случае в центральной части образца, мал. В результате этого создается сильное стеснение деформации вдоль оси y (рис. 20), приводящее к

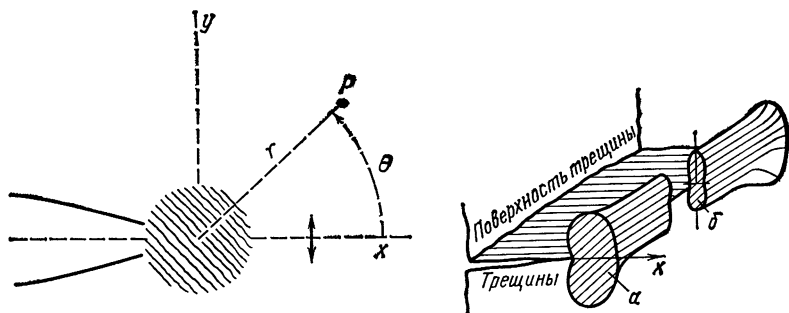


Рис. 19. Область вершины трещины

Рис. 20. Пластически деформированная зона у вершины сквозной трещины в толстой пластине:

a — пластическая зона на поверхности пластины при плосконапряженном состоянии; b — пластическая зона в среднем сечении пластины при плоскодеформированном состоянии

появлению дополнительной составляющей по оси z и развитию трехосного напряженного состояния: $\sigma_y > \sigma_x > \sigma_z$.

Выполнению условий плоской деформации способствует наличие крупных и острых концентраторов, больших толщин детали, понижение температуры. При разрушении в условиях плоской деформации напряженно-деформированное состояние характеризуется критическим коэффициентом интенсивности напряжений K_{Ic} . Разрушение, протекающее в чистых условиях плоской деформации, характерно для предельно хрупких разрушений бетона, стекла и т. п. При плосконапряженном состоянии увеличенная зона пластической деформации позволяет материалу свободно деформироваться по всем трем осям (рис. 20). Для плосконапряженного состояния характерно соотношение напряжений $\sigma_y > \sigma_x > \sigma_z = 0$.

На боковых свободных поверхностях даже достаточно толстых пластин трещина развивается в условиях плосконапряженного состояния (рис. 20). Если при разрушении образца в центре сечения обеспечиваются условия плоской

деформации, а по краям плосконапряженное состояние, то в изломе будет наблюдаться участок хрупкого разрушения в средней части и губы среза (боковые скосы) у края. Разрушение при плосконапряженном состоянии протекает при достижении коэффициента интенсивности напряжений K_c .

Размер пластической зоны при плосконапряженном состоянии можно получить из уравнений (1), полагая, что $\sigma = \sigma_T$ и $\theta = 0$:

$$r_T = K_I^2 / 2\pi\sigma_T^2 \quad (3)$$

При плоской деформации зона пластичности значительно, меньше так как эффективный предел текучести превышает предел текучести в одноосных испытаниях:

$$r_T^* = K_I^2 / 6\pi\sigma_T^2. \quad (4)$$

Максимальное напряжение $\sigma_{\max}$ в зоне пластичности при плоской деформации может в три раза превышать предел текучести. Отношение $\sigma_{\max}/\sigma_I$ называется коэффициентом ограничения на пластичность.

Практически на поверхности образца деформация не является плоской, поэтому средний коэффициент ограничения на пластичность меньше трех и обычно принимается равным 1,68.

Оценку размера пластической зоны проводили с помощью рентгеноструктурного анализа на компактных образцах толщиной 50 мм из стали 38ХМА. Образцы испытывали на K_{Ic} внецентренным растяжением, а затем на изломах проводили измерение уширения рентгеновской линии (211) с применением послойного стравливания поверхности разрушения. Полученная температурная зависимость размера пластической зоны представлена на рис. 21. На график нанесены также значения r_T и r_T^* , рассчитанные по формулам (3) и (4). Значения r_T рассчитывались для температур 293 и 253 К, при которых возникновение трещины протекало в условиях плосконапряженного состояния, что позволило определить лишь характеристику K_c .

Кинетика роста трещины. Разрушение в общем виде предусматривает реализацию следующих стадий: накопление микродефектов; потеря устойчивости системы микродефектов (переход через первое критическое состояние); образование магистральной трещины; устойчивое, стабильное подрастание трещины до критического размера; потеря

устойчивости трещины и нестабильное ее распространение (переход через второе критическое состояние).

В конкретных случаях реализация всех этих стадий неизбежна и зависит от многих факторов, что определяет многообразие возможных видов разрушения. При продвижении трещины имеют место два процесса: высвобождение упругой энергии, запасенной системой, и затрата энергии на образование новых поверхностей трещины. А. Гриффитс из сопоставления высвобождающейся упругой энергии и поверхностной энергии вывел уравнение энергетического баланса роста трещины и установил критерии хрупкого разрушения для идеально хрупкого материала, не подверженного пластической деформации. Если интенсивность выделения энергии упругой деформации превышает сопротивление росту трещины, то начинается нестабильное разрушение. На основе выражения Мотта для кинетической энергии трещины было получено выражение для скорости роста трещины при нестабильном разрушении [25]:

$$V_T = kV_0(1 - c_c/c),$$

где V_0 — скорость продольной волны в данном материале (скорость звука); c , c_c — полудлина исходной трещины и трещины начала нестабильности; k — характеристика материала, равная отношению предельной скорости трещины к скорости звука ($k = V_T/V_0$).

Экспериментальные данные показывают, что в стали может достигаться скорость образования трещины 2000—2600 м/с, т. е. примерно 0,4—0,5 от скорости звука [25, 26]. При высоких скоростях нестабильного разрушения проявляется надструктурный характер трещины. Поведение трещины более не определяется физическим строением вещества, а опирается на чисто механические характеристики упругости. Это проявляется в том, что, когда трещина приобретает большую скорость, практически все известные вещества становятся хрупкими. Для обеспечения надежности

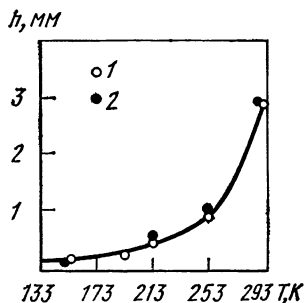


Рис. 21. Температурная зависимость размера пластической зоны под поверхностью изломов компактных образцов стали 38ХМА:

1 — получено экспериментально методом рентгеноструктурного анализа; 2 — получено расчетом по K_{Ic} (293 К и 253 К) и K_{Ic} (213 К — 153 К)

конструкций важен анализ принципов торможения критических трещин. Торможение трещин можно осуществлять созданием полей сжимающих напряжений и систем включений. Перспективны с этой точки зрения материалы композитные и полученные способом порошковой металлургии.

Оценка трещиностойкости. Способность материала выдерживать концентрацию напряжений вблизи дефектов (трещин и т. п.), не допуская их роста, и сопротивляться хрупкому разрушению принято называть трещиностойкостью. Недостаточная трещиностойкость является одним из препятствий при достижении высокой прочности, которую можно было бы обеспечить современной технологией. При качественной оценке трещиностойкости определяемые характеристики разрушения могут быть использованы только для качественного сравнения материалов с точки зрения их эксплуатационной пригодности и выбора лучшего. Количественная оценка позволяет на основе определяемых характеристик проводить инженерные расчеты и прогнозировать работоспособность конструкции с конструктивными и технологическими концентраторами напряжений.

Основными параметрами, по которым проводится качественная оценка трещиностойкости, являются энергоемкость разрушения, реализованная при разрушении пластичность, вид излома и температура вязко-хрупкого перехода. Определение характеристик разрушения при различных температурах позволяет оценить положение интервала вязко-хрупкого перехода и критическую температуру хрупкости T_K . Существует много рекомендаций по оценке критической температуры хрупкости [27, 28]. Часто ее определяют, например, по падению максимальной работы разрушения вдвое ($T_{0,5}$) или получению в изломе 50 % вязкой составляющей (T_{50}). На практике широко используют температуру останова трещины и температуру нулевой пластичности. К важнейшим качественным характеристикам следует также отнести такие критерии механики разрушения, как вязкость разрушения материала данной толщины K_{Ic} , предел трещиностойкости I_c [29], коэффициенты интенсивности напряжений $K_{I\sigma c}$ и деформаций $K_{I\epsilon c}$ в упругопластической области [30], энергетический интеграл J_c [31]. Общим для всех характеристик качественной оценки трещиностойкости является их зависимость от размера и геометрии образцов, что не позволяет говорить о них, как о константах материала и использовать их в расчетах.

Определение количественных характеристик трещиностойкости основано на применении аппарата механики раз-

рушения и прежде всего линейной механики разрушения. В механике разрушения имеются три основных подхода: энергетический (физический); силовой (механический), основанный на анализе поля напряжений у вершины трещины, и деформационный, основанный на анализе поля деформаций у вершины трещины. Силовой подход был впервые сформулирован Г. Ирвином в 1958 г. на основе упругого решения Вестергарда. На основе работ А. Гриффитса и других исследователей, Г. Ирвин ввел в механику разрушения новый параметр — коэффициент интенсивности напряжений. Преимуществом этого параметра явилась возможность его экспериментального определения и использования в расчетах на прочность.

Для описания перехода от состояния стабильности роста трещины под действием приложенной нагрузки к катастрофическому разрушению Г. Ирвин сопоставил два критерия оценки: энергетический и силовой. Рассмотрев связь этих критериев, он доказал равноценность энергетического и силового подхода и показал, что при упругом поведении материала, которое реализуется при хрупком разрушении, справедливо соотношение: $K_{Ic}^2/E = G_{Ic} = 2\gamma_c$.

Г. В. Ужик ввел силовой критерий — сопротивление отрыву $\sigma_{отр}$, однако по сравнению с критерием Г. Ирвина он считается менее общим, так как не учитывает длину трещины.

Деформационный подход предусматривает определение деформаций и перемещений в зонах трещин для упругих и упругопластических материалов. В работе [32] соответствующее упругое решение получено для модели трещины с клиновидной зоной пластической деформации. На основе этой модели был сформулирован деформационный критерий в форме критического раскрытия трещины:

$$\delta_c = A c \ln \sec \pi \sigma_c / 2 \sigma_T,$$

где A — характеристика материала, зависящая от отношения σ_T/E . Более общие решения предложены в работах [29, 33]. На основе закона Гука и решения Г. Ирвина был сформулирован критерий интенсивности деформаций [30]:

$$K_{Iec} = K_c (\sigma_c / \sigma_T)^{P_{Kc}},$$

где P_{Kc} — характеристика материала, зависящая от относительного уровня напряжений σ_c / σ_T . Для упругого материала $K_{Iec} = K_{Ic}$.

Все перечисленные критерии можно использовать для

инженерных расчетов лишь при упругом поведении материала, когда справедливо равенство

$$K_{Ic}/E = G_{Ic} = J_{Ic} = 2\gamma_c = \delta_c \sigma_T.$$

В упругопластической области и области общей текучести применение имеющихся критериев оценки трещиностойкости позволяет проводить лишь качественную оценку.

3. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Влияние различных факторов на склонность к хрупкому разрушению хорошо объясняет теория хрупко-вязкого перехода, предложенная Коттрелом и Петчем. Хрупко-вязкий переход наблюдается при выполнении следующего равенства:

$$K_y (\sigma_i a^{1/2} + K_y) = \alpha G \gamma, \quad (5)$$

где K_y — постоянная для материала в данных условиях деформирования, $K_y = \sigma_d l^{1/2}$; σ_d — напряжение разблокировки дислокаций; l — среднее расстояние от головной дислокации скопления до ближайшего источника в соседнем зерне; σ_i — сопротивление движению свободных дислокаций; a — длина полосы дислокации, равная половине диаметра зерна d ; α — коэффициент жесткости напряженного состояния, характеризующийся отношением касательного напряжения к нормальному.

При вязком поведении металла левая часть зависимости меньше правой, при хрупком — наоборот. Таким образом, увеличению вязкости способствует уменьшение значений K_y , γ , d и увеличение α и γ . На этой модели можно проследить действие различных факторов на характер разрушения. Например, повышение температуры снижает σ_d и соответственно K_y , повышая пластичность и вязкость. Такое же воздействие оказывает удаление примесей (через σ_i) и уменьшение размера зерна. Увеличение жесткости напряженного состояния может происходить при определенном приложении нагрузки, увеличении скорости деформирования, появлении более острых и длинных концентраторов напряжений, увеличении размеров образцов или деталей. Все это уменьшает α и повышает склонность к хрупкому разрушению. К этому же приводит и уменьшение эффективной поверхностной энергии.

Влияющие на склонность к хрупкому разрушению факторы принято делить на внешние и внутренние. К внешним факторам относят температуру, скорость деформирования, характер напряженного состояния, запас упругой энергии, физико-химические свойства среды. Характер напряженного состояния в основном определяется схемой приложения внешних сил, наличием и видом концентраторов напряжения, абсолютными размерами и геометрией образцов или изделий.

Влияние температуры. Понижение температуры оказывает практически влияние на все характеристики качественной и количественной оценки трещиностойкости. Качественные характеристики, определяемые при стандартном испытании на ударный изгиб, при построении температурной зависимости дают дискретный переход для материалов низкой и средней прочности. При испытании высокопрочных материалов дискретный переход от вязкого разрушения к хрупкому отсутствует, что затрудняет оценку критической температуры хрупкости и делает ее условной.

Характеристики, определяемые с помощью методов механики разрушения, также являются температурно чувствительными. Характер температурной зависимости σ_T и K_{Ic} для стали марки 38ХМА (табл. 3) приведен на рис. 22. Эта сталь имеет высокие значения K_{Ic} при комнатной температуре, но с понижением температуры K_{Ic} резко падает.

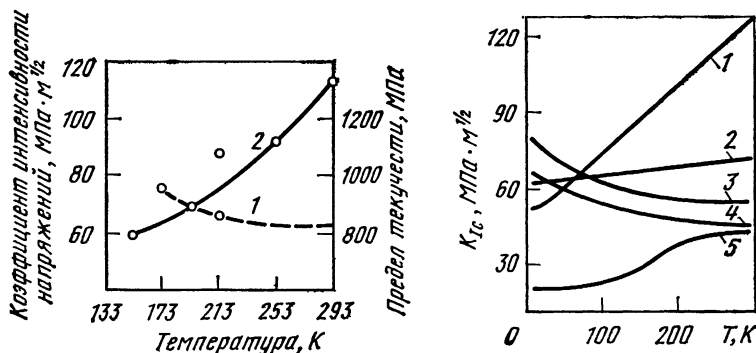


Рис. 22. Температурные зависимости предела текучести (1) и вязкости разрушения (2) стали 38ХМА

Рис. 23. Температурные зависимости вязкости разрушения алюминиевых и титановых сплавов:

1, 2 — титановые сплавы 5 % Al+2,5 % Sn (α) и 6 % Al+4,0 % V ($\alpha+\beta$) соответственно; 3, 4, 5 — алюминиевые сплавы АД33 (6061), АК8 (2014) и В95 (7075) соответственно

Таблица 3. Термическая обработка и механические свойства исследованных сталей

Марка стали	Термическая обработка	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	T_{50} , К
30ХМА	Закалка в масло 880 °С, отпуск 540 °С	693	826	8	44	225
35ХМФА	Закалка в масло 880 °С, отпуск 600 °С	754	900	14	61	225
20ХГНР	Закалка в масло 840 °С, отпуск 200 °С	1115	1305	6	27	205
38ХМА	Закалка в масло 850 °С, отпуск 650 °С	842	950	12	69	225
38Х2Н2МА	Закалка в масло 870 °С, отпуск 600 °С	1020	1117	11	59	175
	Закалка в масло 870 °С, отпуск 650 °С	763	905	14	68	175
35Л	Нормализация 900 °С, отпуск 600 °С	382	670	25	37	245
20Л	Нормализация 900 °С, отпуск 600 °С	348	588	21	43	245

С понижением температуры растет стесненность пластической деформации. K_c переходит в K_{Ic} при меньших толщинах материала. Поэтому при низких температурах испытания вязкости разрушения можно проводить на образцах меньших размеров. С повышением пластичности материала температурная чувствительность параметра K_{Ic} возрастает, а K_c падает [34]. Последний недостаток может быть исправлен с помощью критериев упругопластической механики разрушения I_c и K_{Isc} , которые могут быть рассчитаны по значениям K_c .

Характеристики трещиностойкости, определяемые по методу J -интеграла, раскрытию трещины и R -кривым, также являются чувствительными к температуре. Резко выраженный пороговый характер зависимости K_c от температуры свойственен низкоуглеродистым высокоотпущенным сталям. При увеличении содержания углерода и снижении температуры отпуска характер температурной зависимости K_c становится менее выраженным. Для высокоуглеродистых низкоотпущенных сталей, имеющих сравнительно высокую прочность, характерна температурная стабилизация вязкости разрушения.

На рис. 23 приведены примеры влияния температуры на вязкость разрушения ряда алюминиевых и титановых сплавов. Для титановых сплавов, аналогично высокопрочным сталям, значение K_c резко падает при уменьшении температуры. Алюминиевые сплавы сохраняют высокую вязкость разрушения при температурах, близких к абсолютному нулю.

Влияние скорости нагружения. Влияние скорости деформирования проявляется не так однозначно, как влияние температуры. С одной стороны, при высокоскоростном деформировании уменьшается релаксация напряжений у вершины надреза и увеличивается предел текучести, что способствует росту склонности к хрупкому разрушению. Для сталей увеличение скорости деформирования на порядок повышает порог хладноломкости на 5—7 °C [35]. С другой стороны, вблизи вершины трещины происходит нагрев локальных объемов металла за счет пластической деформации. По данным работы [36], при статических испытаниях на растяжение адиабатический подъем температуры в вершине трещины составляет примерно 120 °C для титанового сплава, 60 °C для низкоуглеродистой стали и 80 °C для алюминиевого сплава. С увеличением скорости деформации эти значения должны быть дополнительно скорректированы пропорционально увеличению предела текучести. В частности, для стали верхний температурный предел составит до 180 °C. Считают, что подъем температуры при высоких скоростях нагружения не превышает 120 °C. Рассмотренный эффект повышает трещиностойкость при высоких скоростях нагружения. Кроме того, при больших скоростях не успевают протекать процессы деформационного старения, водородного охрупчивания и коррозионного действия среды. В этих случаях статическое нагружение может быть более опасным.

Наиболее высокая чувствительность к скорости наблюдается у малопрочных материалов, например у мягких низкоуглеродистых сталей феррито-перлитного класса. С увеличением прочности влияние скорости деформирования уменьшается и для высокопрочных мартенситно-старяющихся и высокоуглеродистых закаленных сталей зависимость вязкости разрушения от скорости сводится к минимуму.

Данные о влиянии динамического нагружения на упругопластические характеристики трещиностойкости в литературе почти не приводятся, что, видимо, связано с методическими трудностями их определения. В работе [37] исследована зависимость J_{Ic} сталей при температуре 81 К. Показано, что с увеличением скорости нагружения убывает доля волокнистости в изломе и уменьшается разброс значений J_{Ic} . Для машин и

конструкций, испытывающих ударные и импульсные нагрузки, целесообразно проводить расчеты на основе определения динамической вязкости разрушения.

Влияние напряженного состояния. Чем больше доля нормальных напряжений по отношению к касательным, тем напряженное состояние считается более жестким. На жесткость напряженного состояния оказывают влияние надрезы, схема приложения нагрузки, геометрия изделия и его размеры.

Анализ причин хрупких разрушения показывает, что трещины обычно начинаются от надрезов, являющихся концентраторами напряжений. Надрезом является любое нарушение непрерывности металла. К надрезам относятся дефекты сварных соединений (пористость, непровар, пустоты по сечению шва), поверхностные царапины, неметаллические включения, газовые раковины. В месте надреза пластическая деформация стеснена, что приводит к увеличению сопротивления пластической деформации, т. е. к росту σ_T . Чем острее и глубже надрез, тем больше стеснена пластическая деформация, тем выше σ_T . Под влиянием надрезов металл разрушается хрупко при более высокой температуре. Чувствительность к концентрации напряжений является важной характеристикой надежности материала, по которой более прочный материал чаще уступает менее прочному.

Самые жесткие условия работы материала возникают при равномерном трехосном растяжении, когда $\tau_{\max}/\sigma_T = 0$, что, однако, на практике почти не встречается. Чаще реализуется близкое к этому состояние плоской деформации. Оно возникает вблизи концентраторов под действием растягивающих напряжений в достаточно больших сечениях (масштабный эффект). Увеличение размеров детали способствует стеснению пластического течения, которое возрастает по мере удаления от ее свободной поверхности. В центральной части крупных изделий может развиваться объемное напряженное состояние, близкое к равномерному трехосному растяжению. Разрушение таких изделий, по крайней мере в центральной части, носит хрупкий характер.

Следует также иметь в виду, что появление дефектов в материале подчиняется вероятностным законам, вследствие чего прочность имеет статистическую природу. Чем больше размер образца, тем больше опасность присутствия в нем опасных дефектов, развития ликвации, пористости, различия в размерах зерен, меньшей степени проработки структуры при ковке, прокате или термической обработке. Так, например, из-за слабой прокаливаемости в больших сечениях критическая температура хрупкости может повышаться на 20 °C и более. Все это увеличивает склонность к хрупким разрушениям.

Типичная кривая зависимости коэффициента интенсивности напряжений от размеров образцов представлена на рис. 24. Видно, что для геометрически подобных образцов с увеличением размеров происходит асимптотический переход от больших значений K_c к меньшим. С увеличением толщины образца температурная зависимость K_c смещается в область более высоких температур. Кроме того, с увеличением размера детали d происходит уменьшение доли поверхностной энергии в общем балансе энергий, так как накапливаемая упругая энергия растет пропорционально d^3 , а поверхностная энергия d^2 . Поэтому масштабный фактор проявляется не только в ужесточении напряженного состояния и воздействии на структуру, но и в увеличении способности системы к накоплению избыточной энергии упругой деформации.

Влияние окружающей среды. Окружающая среда может изменять поверхностную энергию разрушения материала и оказывать коррозионное воздействие. В среде, содержащей водород, происходит водородное

охрупчивание металлов. Водород оказывает влияние на докритический рост трещины. Докритический рост трещины в среде водорода происходит при меньшем коэффициенте интенсивности напряжений и со значительно большей скоростью, чем в обычных условиях. Металл охрупчивается атомарным водородом в результате его диффузии к зонам концентрации растягивающих напряжений. Это может приводить к образованию и скачкообразному росту трещин.

В условиях водородной хрупкости статическое нагружение может быть более опасным, чем динамическое, так как при этом водород не

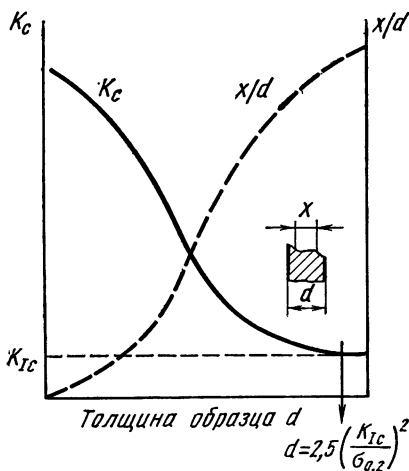


Рис. 24. Зависимость вязкости разрушения от толщины образца

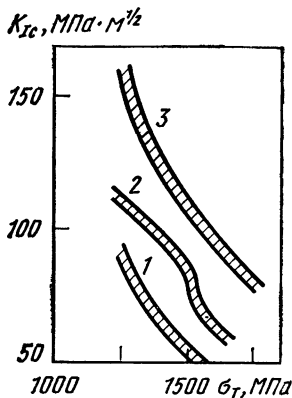


Рис. 25. Зависимость вязкости разрушения от предела текучести для различных сталей:

1 — нержавеющая сталь, упрочненная дисперсионными выделениями; 2 — закаленная и отпущенная сталь; 3 — мартенситно-стареющая сталь

успекает диффундировать одновременно с движущимися дислокациями. Опасность водородного охрупчивания повышается также при увеличении уровня приложенных напряжений и повышении кислотности среды. На водородное охрупчивание оказывает влияние химический состав стали, ее структура. Водородное охрупчивание в большей степени проявляется вблизи неметаллических включений. При более высокой исходной прочности стали оно протекает более интенсивно.

Водородное охрупчивание особенно опасно для титановых сплавов, способных к растворению больших количеств водорода. При контакте водорода с титановыми сплавами могут образовываться химические соединения — хрупкие гидриды, которые легко разрушаются под действием приложенной нагрузки, инициируя трещины. В отличие от водорода газообразный кислород препятствует инициированию докритической трещины и может даже остановить ее начавшееся распространение. Образующиеся окислы являются барьером для проникновения водорода и ослабляют его действие.

Коррозия может приводить к замедленному разрушению металла,

находящегося под статической нагрузкой. Если конструкция с трещиной находится в коррозионной среде, то в вершине трещины протекают химические и электрохимические процессы, способствующие распространению трещины в направлении, перпендикулярном растягивающему напряжению. К коррозионному растрескиванию под напряжением склонны многие металлы и сплавы, в том числе латунь, алюминий, сталь, титан. Если расчет допустимых напряжений в нейтральной среде должен вестись с помощью K_{Ic} , то в агрессивной среде используют пороговый коэффициент интенсивности напряжений K_{Isc} , имеющий меньшую величину. Разрушение наступит через определенный отрезок времени, если глубина трещины находится в интервале от $C_{c(scc)}$ до C_c . Если глубина трещины меньше $C_{c(scc)}$, разрушение маловероятно. При коэффициентах интенсивности напряжений выше порогового значения разрушение происходит за сравнительно небольшой промежуток времени.

Влияние внутренних факторов. Вязкость разрушения тесно связана с показателями прочности материалов σ_T и σ_b . На рис. 25 приведена зависимость вязкости разрушения от предела текучести закаленных и отпущенных сталей, мартенситно-стареющих сталей, а также дисперсионно-твердеющих нержавеющей сталей. Вязкость разрушения при плоской деформации падает с ростом предела текучести для всех рассмотренных случаев. Подобное влияние σ_T на K_{Ic} характерно и для большинства сплавов цветных металлов, в частности алюминиевых сплавов.

По величине предела текучести при комнатной температуре и отношению предела текучести к модулю упругости различают три класса материалов: высокопрочные, средней и низкой прочности. Эта классификация применительно к сталям, алюминиевым и титановым сплавам выглядит следующим образом (табл. 4).

Т а б л и ц а 4. Классификация материалов по прочности

Класс материала	σ_T/E	σ_T , МПа		
		Fe-сплавы	Al-сплавы	Ti-сплавы
Высокопрочный	1/150	1300	400	800
Средней прочности	1/150—1/300	650—1300	200—400	400—800
Низкой прочности	1/300	650	200	400

Увеличение прочности обычно сопровождается снижением пластичности и вязкости разрушения. Это объясняется тем, что у высокопрочных материалов мала энергия, поглощаемая при разрушении, уровень которой определяется величиной пластической деформации у вершины трещины. Для высокопрочных материалов эффект увеличения прочности существенно перекрывается снижением пластичности, в результате чего вязкость разрушения уменьшается.

Материалы средней и низкой прочности при комнатной температуре имеют более высокие значения K_{Ic} , чем высокопрочные. С понижением температуры ситуация может измениться, особенно для сплавов, имеющих о. ц. к. и г. п. у. кристаллические решетки.

Измельчение зерна позволяет одновременно увеличить прочность, вязкость и хладостойкость металлов и сплавов, поэтому с уменьшением

размера зерна возрастает вязкость разрушения. Размер зерна влияет как на предел текучести, так и на сопротивление сколу. При уменьшении размера зерна сопротивление сколу растет. Процесс течения металла зависит от среднего расстояния, на которое перемещаются дислокации, прежде чем они будут заблокированы у границ зерна. Уменьшение размера зерна повышает плотность дислокаций и сокращает длину их пробега, что повышает вязкие свойства металлов. На рис. 26 показана зависимость предела текучести и разрушающего напряжения от величины зерна для образцов из мягкой стали при 77 К [1].

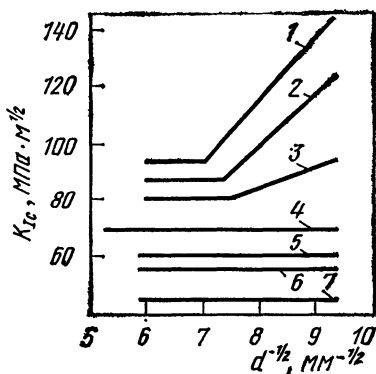
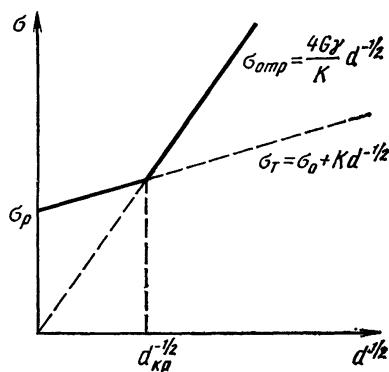


Рис. 26. Влияние диаметра зерна на предел текучести σ_T и разрушающее напряжение $\sigma_{отр}$ образцов из мягкой стали, испытанных на растяжение при 77 К

Рис. 27. Зависимости вязкости разрушения сталей от размера действительного зерна при различных относительных температурах испытания:

1 — $T_{50} + 60^\circ\text{C}$; 2 — $T_{50} + 20^\circ\text{C}$; 3 — T_{50} ; 4 — $T_{50} - 20^\circ\text{C}$; 5 — $T_{50} - 60^\circ\text{C}$; 6 — $T_{50} - 100^\circ\text{C}$; 7 — $T_{50} - 140^\circ\text{C}$

У мелкозернистых образцов предел текучести меньше разрушающего напряжения. Чем мельче зерно, т. е. больше параметр $d^{-1/2}$, тем больше $\Delta\sigma = \sigma_{отр} - \sigma_T$. Если размер зерен больше $d_{кр}$, то для данных условий испытания (температуры, скорости и т. д.) будет иметь место хрупкое разрушение.

Влияние структуры на трещиностойкость обобщено в работах О. Н. Романива, что позволило выделить новое направление в механике разрушения — структурную механику разрушения, изучающую закономерности распространения трещин с учетом структуры материала и разрабатывающую методы его структурной и металлургической оптимизации [38, 39]. Структурная механика разрушения использует экспериментальные зависимости трещиностойкости от различных структурных и металлургических факторов, микромеханические данные и микромеханическое моделирование разрушения. В этих работах показано, что структурная чувствительность K_{Ic} сталей определяется величиной зерна, примесями, легированием, карбидной фазой.

В качестве основных путей управления трещиностойкостью сплавов предлагается измельчение структуры, повышение чистоты по примесям, устранение зернограницного излома, создание новых классов сплавов (метастабильные аустенитные стали и т. п.), ВТМО.

В работе [40] приведено уравнение, связывающее величину вязкости разрушения при плоской деформации с величиной зерна для низкоуглеродистых сталей. Уравнение хорошо иллюстрирует немонотонную зависимость K_{Ic} от d и позволяет определить значения d , при которых наблюдается максимальная величина K_{Ic} . Использование таких технологических приемов, как понижение температуры конца прокатки, термоциклирование, контроль процессов выплавки и особенно раскисления стали, способствующих измельчению зерна, позволяет повысить вязкость разрушения.

Термоциклирование с использованием многократных циклов фазового перехода при нагреве и охлаждении позволяет эффективно регулировать размер зерна. Термоциклирование позволяет одновременно повысить прочность без снижения пластичности и вязкости металла. В работе [41] приведены данные о влиянии размера зерна на вязкость разрушения стали марок 20Л и 20ФЛ. Показано, что с помощью термоциклирования можно добиваться значений вязкости разрушения в 1,5 раза выше, чем после нормализации.

Влияние легирующих элементов на вязкость разрушения также обусловлено их воздействием на величину зерна. Элементы, способствующие измельчению зерна, повышают вязкость разрушения, а элементы, упрочняющие твердые растворы, наоборот, понижают вязкость разрушения. В случае ферритных и феррито-перлитных сталей измельчение зерна достигается введением карбидообразующих элементов (хрома, ванадия, ниобия, титана, тантала).

На рис. 27 представлены зависимости вязкости разрушения от размера действительного зерна сталей, механические характеристики которых приведены в табл. 3. Видно, что характеристики этих сталей значительно различаются, что обусловлено большими различиями состава, степени прокаливаемости и т. п. Разнообразие свойств определяется большим разнообразием полученных структур: феррито-перлитная (20Л, 35Л), отпущенный бейнит (35ХМФА), смесь феррита, сорбита и отпущенного бейнита (30ХМА), смесь сорбита и отпущенного бейнита (38ХМА), сорбит (38Х2Н2МА).

С целью выявления общих закономерностей влияния размера зерна на трещиностойкость исследованных сталей полученные результаты представлялись в виде ряда кривых, построенных для различных относительных температур испытания. В качестве критической использовали температуру получения 50 %-ной вязкой составляющей в изломе образцов Шарпи с трещиной (тип 15 ГОСТ 9454—78). Тем самым обеспечивали примерно одинаковый размер пластической зоны в вершине трещины в образцах сравниваемых сталей, что подтвердилось рентгеноструктурными исследованиями, т. е. выполнялось условие подобия локальной зоны предразрушения. При температурах испытания ниже T_{50} вязкость разрушения K_{Ic} не зависит от размера зерна (рис. 27, линии 4, 5, 6, 7). При температуре, близкой к T_{50} , начиная с некоторого «критического» размера зерна появляется заметная зависимость K_{Ic} от размера зерна. При более высоких температурах эта зависимость проявляется более резко и охватывает область более грубой структуры. Полученные линейные зависимости K_{Ic} от $d^{-1/2}$ типа Петча—Холла при температуре T_{50} и выше показывают, что в этом интервале температур хрупкое разрушение контролируется пластической деформацией в вершине трещины. При более низких температурах разрушение не контролируется пластической деформацией.

Важную роль в разрушении металлов играет наличие включений и характер их распределения, количество примесей. Примеси влияют как на зарождение, так и на распространение трещины. При любой дис-

локационной модели зарождения трещины обязательным условием хрупкого разрушения является блокировка скольжения, т. е. невозможность релаксации пиковых напряжений при пластической деформации у вершины распространяющейся трещины. Закрепление дислокаций могут активно осуществлять примеси. Этот эффект усиливается при низких температурах.

Глава III

МЕТОДЫ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Широкое распространение при низких температурах имеют следующие виды механических испытаний:

- статические кратковременные испытания с однократным нагружением на одноосное растяжение-сжатие, изгиб и кручение;
- динамические испытания с определением ударной вязкости и ее составляющих — удельной работы зарождения и развития трещины;
- испытание переменной нагрузкой с определением выносливости материала;
- испытание на ползучесть и длительную прочность;
- испытание на термическую усталость;
- испытание на сопротивление развитию трещины с определением характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости);
- испытания материалов в условиях сложно-напряженного состояния, а также натурные испытания деталей, узлов и конструкций.

1. ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Механические испытания при низких температурах более сложны, чем такие же испытания при комнатной температуре. При их проведении необходимо захлаживание образцов с помощью холодильных камер и криостатов, использование специальных средств измерения температуры образцов и их деформации. Захлаживание при механических испытаниях осуществляется с помощью специальных хладагентов. В табл. 5 приведены некоторые наиболее употребительные хладагенты и их основные свойства.

Измерение температур и деформаций при низких температурах является сложной задачей. Вместе с тем точные измерения температур и деформаций относятся к числу основных условий корректного проведения низкотемпературного эксперимента.

В 1968 г. для практических целей принята легко воспроизводимая международная практическая температурная шкала (МПТШ-68), позволяющая достаточно просто измерять температуру близко к ее термодинамическому значению. МПТШ-68 основана на ряде воспроизводимых равновесных состояний (табл. 6) и на эталонных термометрах, градуированных по температурам, соответствующим этим состояниям.

Эталонный платиновый термометр сопротивления определенной конструкции и чистоты платины в соответствии с МПТШ-68, градуированный в основных реперных точках, воспроизводит единицы температуры в области 13,81—903,89 К (температура затвердевания сурьмы). Для измерения низких температур применяют жидкостно-стеклянные

**Таблица 5. Основные свойства хладагентов, используемых
в производственных и лабораторных условиях**

Вещество	Температура кипения при атмосферном давлении		Скрытая удельная теплота испарения		Плотность жидкости, кг/м³	Отношение объема газа к объему жидкости
	°C	K	кДж/кг	кДж/л		
Фреон-12	—29,8	243,3	167	249	1024	240
Аммиак	—33,3	239,8	—	936	681	884
Углекислый газ	—78,5	194,6	212	171,5	790	650
Фреон-13	—81,5	191,6	149	227,5	1120	204
Криптон	—151,8	119,8	105,5	—	2400	270
Метан	—164,4	111,7	574	244	426	580
Кислород	—183,0	90,2	213,5	243	1136	800
Аргон	—185,7	87,3	163	224	1390	790
Воздух жидкий	—187,0	86,0	196,9	188	877	675
Фтор	—197,9	85,1	172	257,5	1505	880
Азот	—195,8	77,3	199,5	161	808	645
Неон	—245,9	27,1	87	105	1206	1840
Водород	—252,7	20,3	455	31,7	70,87	786
Гелий-3	—268,9	4,2	23,9	2,97	124,8	00

термометры, металлические и полупроводниковые термометры сопротивления и термопары.

До 153 K (—120 °C) температуру с достаточной точностью можно измерить с помощью стеклянных термометров, заполненных термомет-

Таблица 6. Основные реперные точки международной практической температурной шкалы МПТШ—68

Состояния равновесия	Принятое значение международной практической температуры	
	T_{68}, K	$T_{68}, ^\circ C$
Точка тройного равновесного водорода	13,810	—259,340
Равновесие между жидкой и паровой фазой равновесного водорода при давлении 33330,6 Па (25/76 нормальной атмосферы)	17,042	—256,108
Точка кипения равновесного водорода	20,280	—252,870
Точка кипения неона	27,102	—246,048
Тройная точка кислорода	54,361	—218,789
Точка кипения кислорода	90,188	—182,962
Тройная точка воды	273,160	0,010
Точка кипения воды	373,150	100
Точка затвердевания цинка	692,730	419,580
Точка затвердевания серебра	1235,080	961,930
Точка затвердевания золота	1337,580	1064,430

рической жидкостью. Ртуть остается жидкой вплоть до температуры 234 К. Рабочая температура жидко-металлического термометра может быть понижена до 218 К в случае использования эвтектической смеси ртути с таллием. При более низких температурах в качестве термометрических используются органические жидкости: спирт, пропан или пентан.

При температурах ниже 153 К для измерений используют термометры сопротивления и терморпары. Действие термометров сопротивления

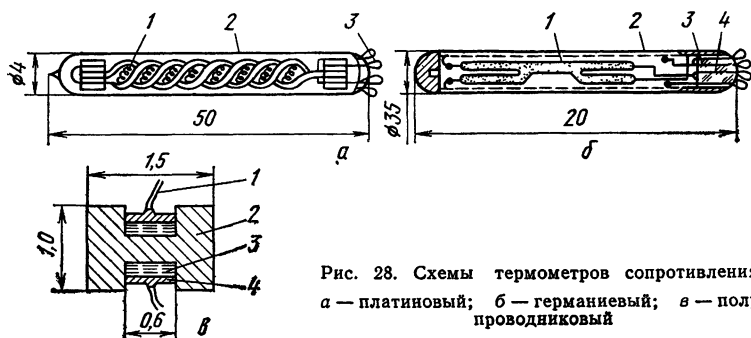


Рис. 28. Схемы термометров сопротивления: а — платиновый; б — германиевый; в — полупроводниковый

основано на свойстве твердых тел менять свое электрическое сопротивление в зависимости от температуры. Различают металлические и полупроводниковые термометры сопротивления. Из металлических термометров сопротивления наиболее надежным является термометр, в котором в качестве чувствительного элемента применена спираль из чистой, свободной от механических напряжений платины. Этот термометр является эталонным, воспроизводящим международную температурную шкалу.

На рис. 28, а представлена схема платинового термометра сопротивления, обычно используемого для работы при температурах от 10 до 250 К. Термометр состоит из тонкой платиновой спирали 1, намотанной на кварцевый каркас и заключенной в герметическую стеклянную гильзу 2. Из гильзы выведены проводники 3 для включения термометра в схему. Для температурных измерений до 2 К используют термометры сопротивления из германия. Они характеризуются высокой чувствительностью и точностью воспроизведения показаний.

На рис. 28, б приведена схема германиевого термометра. Чувствительный элемент из легированного германия 1 находится в металлической гильзе 2, герметически закрытой стеклянной крышкой 4, через которую наружу выведены четыре платиновых проводника 3. Общим недостатком металлических термометров является потеря ими чувствительности по мере понижения температуры и приближения к абсолютному нулю. В этих условиях чаще используются полупроводниковые термометры. С понижением температуры чувствительность полупроводников в отличие от металлов увеличивается, что делает их применение более предпочтительным. Схема миниатюрного полупроводникового термометра сопротивления приведена на рис. 28, в. Полупроводниковый столбик 2 имеет с двух сторон вытравленные отверстия, заполненные контактным сплавом 4, к которому в свою очередь припаяны проводники 1 для включения датчика в электрическую цепь. Рабочим элементом

**Т а б л и ц а 7. Характеристика низкотемпературных термопар
(основные виды)**

Термопара	Предел измерения, К	Чувствительность, мкВ/К	Отклонение значения термо-э. д. с. термопар из различных партий проволок	Примечание
Медь-константановая (60 % Cu + 40 % Ni)	4,2—373	40 при 273 К 1,1 при 4,2 К	3—4 %	Величина термо-э. д. с. при 83 К за несколько лет работы почти не изменилась (погрешность 0,05 К)
Медь (97,9 % Cu + 2,1 % Co)	4,2—373	43 при 273 К	8—17 %	Через два с половиной года показания термопары изменились на 5 %
Медь (99,9 % Cu + 0,005 % Sn)	2,2—30	30—4,2 К	—	Характеристика почти линейна в диапазоне от 2,2 до 30 К
Медь—копель (56 % Cu + 44 % Ni)	73—323	42 при 273 К, 17 при 73 К	2 К при 73 К	—
Хромель (90,5 % Ni + 9,5 % Cr) — копель	73—873	63 при 273 К	2,5 К при 73 К	—
Хромель—алюмель (94,5 % Ni + 2 % Al + 2 % Mn + 1 % Si + 0,5 % Co)	73—1400	39 при 273 К, 13 К при 73 К	5 К при 73 К	—

термометра является тонкая пленка 3 толщиной 0,1—0,3 мм, расположенная между переходными слоями.

Полупроводниковые термометры отличаются малыми габаритами и массой, низкой инерционностью, хорошей работоспособностью в электрических и магнитных полях, сохранением стабильности параметров в условиях многократных охлаждений и отогревов. Для низкотемпературных измерений, особенно в температурном диапазоне до 20 К, широко используют термопары. Характеристика основных видов низкотемпературных термопар приведена в табл. 7 [42]. Широко используемые медь-константановые термопары обычно применяют до 73 К. Точность измерения прежде всего определяется гомогенностью материала, особенно константана. Постоянство характеристик увеличивается при использовании более толстой проволоки. Диаметр константановой проволоки

для низкотемпературных термопар рекомендуется применять не менее 0,25 мм, а медной — не менее 0,15 мм. К достоинствам термопар относятся простота изготовления, сравнительно низкая стоимость, малое время установления равновесия. Кроме того, термопары легко размещаются в сложной аппаратуре. Недостатком является потеря ими чувствительности при низких температурах, связанная с падением термо-э. д. с. пропорционально температуре. Определение характеристик механических свойств требует точного измерения деформации металлических образцов при механических испытаниях. Наиболее простым, но

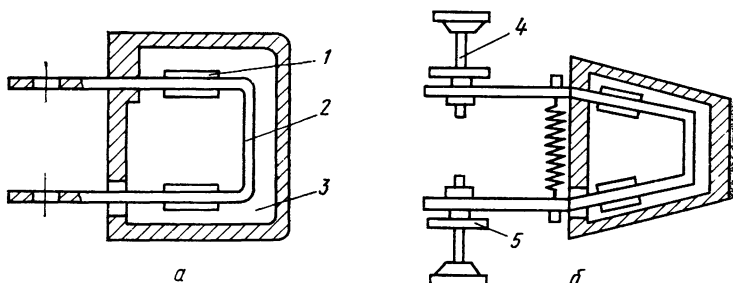


Рис. 29. Экстензометры продольной (а) и поперечной (б) деформации

вместе с тем наименее точным способом определения деформации исследуемого образца является измерение деформации с помощью индикатора, установленного на колонне испытательной машины. Большая точность достигается при использовании различных экстензометров, закрепляемых непосредственно на рабочей части образца. В настоящее время для измерений деформаций при низких климатических и криогенных температурах широкое распространение получили тензодатчики сопротивления: проволочные тензорезисторы или напыленная металлическая фольга на полимерной подложке. Тензорезисторы прикрепляются с помощью специальных клеев, пригодность которых зависит от характера изменения его свойств при различных температурах.

На рис. 29 показаны экстензометры продольной и поперечной деформации фирмы «Инстрон». Четыре тензодатчика 1 прикрепляются к металлической скобе 2, образуя мостовую схему. Часть скобы с наклеенными тензодатчиками защищена корпусом 3. На концах скобы экстензометра продольной деформации (рис. 29, а) имеются отверстия для установки насадок, служащих для закрепления датчика на образце. Экстензометр поперечной деформации (рис. 29, б) снабжен винтами 4 с рифлеными головками и зажимными гайками, с помощью которых захватывается образец. Пружина прижимает весь узел к образцу.

Материал тензочувствительного элемента должен обладать достаточно большим удельным сопротивлением и иметь малую величину температурного коэффициента изменения сопротивления при различных температурных условиях проведения измерений. Этими свойствами в значительной мере обладает такой медноникелевый сплав, как константан.

Коэффициент тензочувствительности датчиков определяется по формуле

$$K = (\Delta R/R)/(\Delta l/l) = (\Delta R/R)/\varepsilon,$$

где R — электрическое сопротивление тензорезистора; ΔR — изменение электрического сопротивления; $\Delta l/l = \varepsilon$ — относительная линейная деформация. Коэффициент тензочувствительности константановых датчиков, приклеенных с помощью винифлексового лака, равен 2,0 и практически не меняется вплоть до 77 К. Константановые тензорезисторы могут быть использованы для измерения деформаций при статическом и динамическом нагружении вплоть до гелиевых температур (до 4 К).

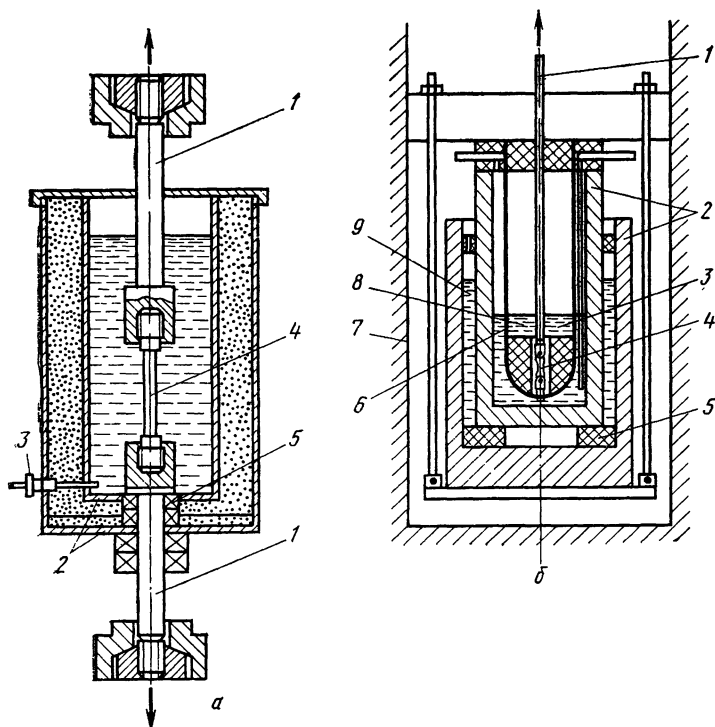


Рис. 30. Схемы криостатов с двусторонним вводом тяг (а) и реверсивного типа (б) для испытаний на растяжение при криогенных температурах:

1 — нагружающие тяги; 2 — двухстенный корпус камеры с теплоизоляцией; 3 — ввод жидкого хладагента; 4 — испытуемый образец; 5 — тефлоновое уплотнение; 6 — опорная труба; 7 — внешний корпус камеры; 8 — жидкий водород или гелий; 9 — экран жидкого азота

При статическом нагружении эти тензорезисторы работоспособны при относительной деформации до 2,5 %.

Испытания при низких климатических температурах проводят в термостатах или в специальных охлаждающих камерах. Для испытаний на растяжение, сжатие или изгиб при 90—200 К на машинах фирмы «Инстрон» применяется специальная термокамера. Термокамера имеет отдельный блок низких температур. В качестве хладагентов используют углекислоту или жидкий азот. Температуру в камере измеряют термопарой. Время охлаждения камеры составляет около 0,5 ч. Криостаты для

низкотемпературных испытаний по конструктивному признаку могут быть разделены на две группы (рис. 30). К первой группе относятся криостаты с двусторонним вводом силовых элементов, ко второй — реверсивного типа, т. е. с односторонним вводом тяг.

Устройство криостатов с двусторонним вводом тяг более простое (рис. 30, а). Испытуемый образец закрепляется между двумя тягами, которые в свою очередь присоединяются к захватам испытательной машины. Образец помещен в двухстенную камеру с тепловой изоляцией.

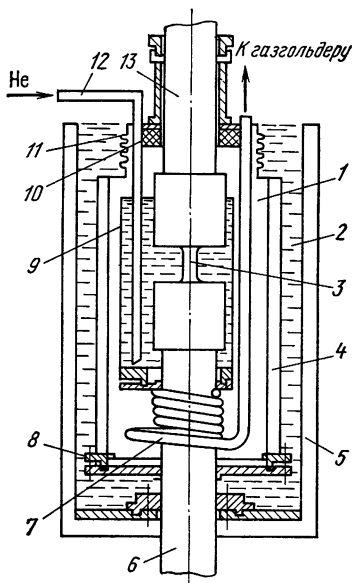


Рис. 31. Схема гелиевого криостата для испытаний на растяжение к установке УН-30 конструкции Института проблем прочности АН УССР

В качестве охлаждающей жидкости при проведении испытаний до 160 К может служить бензин, а охладителем — жидкий азот. Испытания при 77 К проводятся в жидком азоте. Недостатком криостатов этого типа является то, что выходящие из криостата две силовые тяги являются источником большого подвода тепла. Повышенный теплоподвод приводит к большому расходу охлаждающей жидкости, что затрудняет применение криостатов такой конструкции ниже 20 К. Криостат реверсивного типа (рис. 30, б) позволяет уменьшить теплопритоки. Камера, в которой помещается образец, имеет два корпуса: внешний и внутренний, пространство между которыми заполнено жидким азотом. В качестве хладагента используется жидкий водород или жидкий гелий, заливаемый в криостат. Нагрузка на образец передается через нагружающую тягу 1 с помощью опорной сжимаемой трубы 6, к которой крепится нижний захват образца, и расположенного внутри трубы перемещающегося штока, связанного с верхним захватом образца. Реверсивная конструкция силовых вводов

дает возможность не только снизить теплоподвод, но также позволяет вместо двух сальников или сильфонов, уплотняющих штоки, иметь один, вдобавок работающий фактически при комнатной температуре.

Испытания в среде жидкого гелия требуют принятия дополнительных мер по теплоизоляции рабочей камеры и ее тщательной герметизации. Это связано с малой теплотой испарения гелия и необходимостью сохранения достаточного количества жидкого хладагента во время испытания. Для усиления теплоизоляции применяются вакуумные рубашки и азотные ванны. Поверхности экранов, обращенные к рабочей камере криостатов, покрыты хромом, никелем или серебром и тщательно отполированы до зеркального блеска.

На рис. 31 представлен гелиевый криостат установки УН-30 конструкции Института проблем прочности АН УССР, представляющий собой герметичную камеру 1, помещенную в азотную рубашку 2. Для предотвращения притока тепла извне между камерой и азотной рубаш-

кой имеется вакуумированная полость 4, а азотная рубашка защищена пенопластовой изоляцией 5. Стенки гелиевой камеры герметично соединены с верхней тягой 13 при помощи сильфона 11 и уплотнительного кольца 10. Прокладка из ванадия 8 также улучшает герметизацию камеры. Гелий заливается через переливалку 12 в гелиевый стакан 9, в котором помещаются захваты с образцом 3. При выходе из камеры пары гелия проходят через спиральный холодильник 7, расположенный на нижней тяге 6, и дополнительно охлаждают ее, уменьшая приток тепла к захватам [43].

В работе [44] описана оригинальная установка для изучения микро-структуры поверхности образца, деформируемого растяжением. Фотографическая приставка позволяет фиксировать изменение структуры на различных участках кривой растяжения непосредственно в процессе деформации. Хотя фотографирование титанового сплава производится через два стекла и слой хладагента, на снимках отчетливо видны особенности деформационной структуры, характерные для титановых сплавов на основе α -твердого раствора.

2. СТАНДАРТНЫЕ МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ

Статические испытания на растяжение. Для статических испытаний на растяжение при нормальной и пониженной до 170 К температурах используются гладкие цилиндрические и плоские образцы. Для испытаний на растяжение при криогенных температурах ГОСТ 22706—77 рекомендует использование двух типов (короткого и длинного) гладких цилиндрических образцов, цилиндрического образца с надрезом радиусом 0,1 и 0,25 мм, двух типов плоских образцов без надреза и один тип плоского образца с надрезом того же радиуса. При испытаниях на растяжение при низких температурах определяют значения физического и условного предела текучести, временное сопротивление, относительное удлинение и сужение. Кроме того, возможно определение не вошедших в стандарт характеристик пределов упругости и пропорциональности, модуля упругости и коэффициента Пуассона, работы деформации.

Испытание на осевое растяжение надрезанных образцов является сравнительно простым методом оценки вязкости материала. Обычно применяют плоский образец с симметричными боковыми надрезами или цилиндрический образец с кольцевым надрезом. При испытании определяют напряжения по нетто-сечению при максимальной нагрузке.

Понижение температуры увеличивает чувствительность к надрезу, особенно у о. ц. к. металлов. Для оценки чувствительности к надрезу при понижении температуры можно использовать коэффициенты температурного упрочнения [45]:

$$K_{\text{упр}}^{\text{гл}} = (\sigma_{\text{в}}^{\text{T}} - \sigma_{\text{в}}^{\text{T}}) / \sigma_{\text{в}}^{\text{T}}; \quad K_{\text{упр}}^{\text{н}} = (\sigma_{\text{вк}}^{\text{T}} - \sigma_{\text{вк}}^{\text{T}}) / \sigma_{\text{вк}}^{\text{T}},$$

где $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{\text{вк}}$ — пределы прочности гладкого и надрезанного образца при комнатной температуре; $\sigma_{\text{в}}^{\text{T}}$ и $\sigma_{\text{вк}}^{\text{T}}$ — пределы прочности гладкого и надрезанного образца при пониженной температуре.

При сопоставлении материалов, предназначенных для работы в условиях низких температур, представляет интерес разница коэффициентов упрочнения гладкого и надрезанного образцов:

$$\Delta K = K_{\text{упр}}^{\text{гл}} - K_{\text{упр}}^{\text{н}}.$$

Значения рассмотренных характеристик ряда сталей при охлаждении до 11 К представлены в табл. 8.

Таблица 8. Характеристики упрочнения исследованных сталей

Марка	$K_{\text{гл}}^{\text{упр}}$	$K_{\text{упр}}^{\text{н}}$	ΔK	Марка	$K_{\text{гл}}^{\text{упр}}$	$K_{\text{упр}}^{\text{н}}$	ΔK
12X18H10T	0,58	0,44	0,14	0H9A	0,34	0,32	0,02
12X14Г14Н4Т	0,45	0,32	0,13	0H6A	0,35	0,36	—0,01
03X13AГ19	0,53	0,41	0,12	45	0,41	0,43	—0,02
				40X	0,22	0,25	—0,03

Видно, что наиболее надежными в эксплуатации при температуре кипения жидкого азота являются аустенитные стали, имеющие ΔK в пределах 0,12—0,14. У менее пластичных материалов этот коэффициент имеет значение около и ниже нуля. Иногда для повышения жесткости напряженного состояния применяют схему нагружения надрезанного образца с перекосом. Для обеспечения перекоса под заплечик головки образца подкладывается специальная клиновидная шайба. Набор таких шайб обеспечивает различные углы перекоса. Такие испытания целесообразны, например, для болтов, разрушение которых часто происходит из-за перекоса по резьбе.

Испытание на сжатие, изгиб, кручение. При испытаниях на сжатие определяются фактически те же характеристики механических свойств, как и при испытаниях на растяжение. Для испытания на сжатие используют цилиндрический или призматический образцы. Из-за нестабильности формы образца и трения по торцам пластичные материалы сложно испытывать в условиях сжатия, образцы из них практически не удается довести до разрушения. Поэтому испытаниям на сжатие обычно подвергают высокопрочные малопластичные сплавы. Испытания на сжатие, в частности, целесообразно применять при изучении механических свойств сплавов с о. ц. к. решеткой при низких температурах. Испытания на сжатие при низких температурах проводят с помощью специальных реверсов в тех же криостатах, что и при испытаниях на растяжение.

Испытания на изгиб проводят по трех- или четырехточечной схеме. Для испытаний обычно используют образцы прямоугольного поперечного сечения. Испытания по трехточечной схеме проще и она имеет наибольшее распространение. Вместе с тем четырехточечная схема имеет определенные преимущества, так как при этой схеме напряжения более равномерно распределены по длине образца, что повышает надежность полученных результатов. При испытаниях на изгиб определяются нагрузка и стрела прогиба образца. Испытание на изгиб обычно проводят в тех же термостатах и криостатах, что и испытания на растяжение-сжатие. При этом нагрузку на внешние опоры передают через опорную трубу, а нагрузку на центральные опоры — через нагружающую тягу.

В случае достаточно пластичного материала разрушения при испытаниях на изгиб не происходит. Образец загибается настолько сильно, что может произойти соприкосновение сторон. Загиб до соприкосновения сторон без разрушения является предельным случаем, характеризующим высокую пластичность материала. Мерой прочности может служить угол, на который деформировался образец до появления первой трещины или разрушения.

Для определения характеристик кручения обычно используют специальные криостаты, в которых образец нагружается за счет поворота

внутренней трубы относительно неподвижной закрепленной внешней трубы. Угол закручивания измеряют с помощью зеркала, установленного на наружном торце внутренней трубы (рис. 32).

Диаграмму испытаний на кручение строят в координатах $M-\varphi$, где φ — угол закручивания. Начальный участок диаграммы кручения характеризуется линейной зависимостью деформации. В этой области

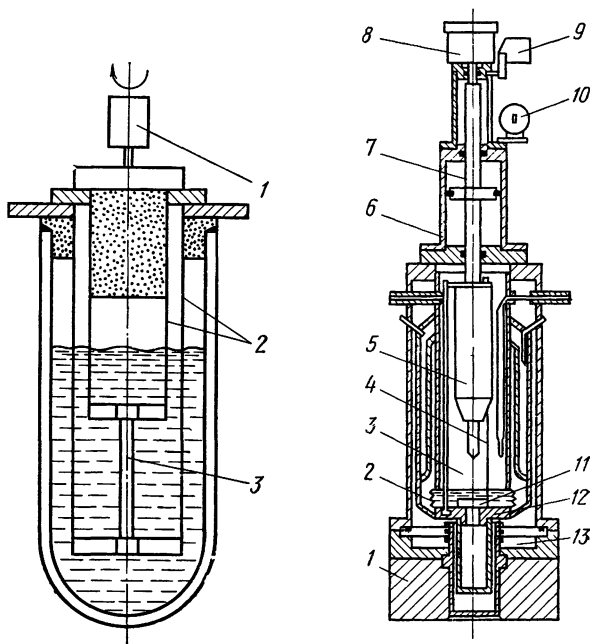


Рис. 32. Схема криостата для испытаний на кручение:

1 — зеркало; 2 — трубы; 3 — испытываемый образец

Рис. 33. Схема пневматического копра для испытаний на ударный изгиб при гелиевых температурах:

1 — основание копра; 2 — сильфон; 3 — объем для заливки хладагента; 4 — тяги; 5 — молот; 6 — пневмоцилиндр; 7 — шток; 8 — шариковый замок; 9 — шторка; 10 — фотодатчик; 11 — образец; 12 — наковальня; 13 — динамометр

деформация обратима, материал находится в упругом состоянии. Для упругих деформаций

$$\varphi = Ml/I_p G; \tau_{\max} = Md/2I_p,$$

где φ — угол закручивания на длине; I_p — полярный момент инерции на сечении $I_p = \pi d^4/32$; $\tau_{\max}$ — максимальное касательное напряжение; d — диаметр сечения образца.

При испытаниях на кручение обычно определяют модуль упругости при сдвиге, условные пределы текучести и прочности. Модуль определяют по формуле $G = Ml/I_p \varphi$. Таким образом, для определения модуля

сдвига необходимо измерить во время опыта крутящий момент и угол закручивания.

Испытания на ударный изгиб. Ударной вязкостью называется работа разрушения, затраченная на деформацию и разрушение ударным изгибом надрезанного образца, отнесенная к площади поперечного сечения образца в месте удара. Преимущество этого метода состоит в простоте эксперимента, учете влияния скорости нагружения и концентрации напряжений. Для проведения испытаний при низких температурах применяют копры двух типов. К первому, наиболее распространенному типу относятся стандартные копры, у которых система нагружения вынесена за пределы холодильной камеры. Второй тип копров представляет собой специальные установки с размещением системы нагружения внутри холодильной камеры. ГОСТ 22848—77 «Металлы. Метод испытаний на ударный изгиб (от -100 до -269°C)» рекомендует для испытаний при 20 K применять обычные маятниковые копры, а для испытаний при 4 K — специальные. При использовании стандартных копров необходимо обеспечить минимальную продолжительность от момента извлечения образца из термокамеры до проведения опыта, а также поддержания постоянства температуры образца в течение этого времени. Время установки охлажденного образца на опоры копра с момента извлечения из холодильной камеры до удара маятника должно быть не больше 5 с .

ГОСТ 22848—77 для испытаний на ударный изгиб при температурах 4 K рекомендует использование пневматического копра, разработанного в Физико-техническом институте низких температур АН УССР. Проведение ударного изгиба в криостате гарантирует необходимую температуру испытания. Схема копра для испытаний в среде жидкого гелия приведена на рис. 33. Кроме копра, установка содержит пульт управления с регистрирующей аппаратурой, включающей осциллограф для записи диаграммы деформации. Пневматический копер работает следующим образом. Молот поднимается в исходное положение, в котором он удерживается с помощью стопорного шарикового замка. При установке молота в исходное положение тяги поднимают наковальню с образцом. Благодаря этому наковальня перестает соприкасаться с динамометром, установленным на основании копра, что снижает теплоток от образца. После откачки вакуума из двух полостей криостата в рубашку заливают жидкий азот и заполняют рабочий объем криостата жидким гелием.

При достижении образцом необходимой температуры выключают стопорный замок. Рабочий ход молота происходит под действием его силы тяжести и подачи воздуха в пневмоцилиндр. В начале движения молота вследствие ослабления тяг наковальня опускается и плотно ложится на динамометр. При ударе ножа молота по образцу датчик деформации и тензодатчики динамометра передают электрические сигналы на осциллограф. После разрушения образцы попадают в приемный бункер. В конце хода молот тормозится гидромолотизатором и автоматически быстро возвращается в исходное положение. Кассетное устройство позволяет при одной заливке хладагента испытывать 12 стандартных образцов. Расход жидкого гелия при испытании 12 образцов из стали 12Х18Н10Т после предварительного охлаждения криостата жидким азотом составляет $0,8\text{ л}$ на образец.

На практике появляется необходимость в проведении испытаний при $160\text{—}100\text{ K}$. В таком случае можно воспользоваться охлаждением образца в жидком азоте с последующим отогревом его на опорах копра. Для этого необходимо построение временной зависимости температуры центральной зоны образца в месте надреза, измеренной много-

кратно с помощью зачеканенной термопары. Результаты таких испытаний представлены на рис. 34.

Форму и размеры образцов для испытаний на ударный изгиб определяют по ГОСТ 9454—78. В зависимости от вида концентратора различают образцы трех типов: с радиусом дна надреза 1,0 и 0,25 мм и с инициированной трещиной. Введение ударных испытаний образцов с трещинами является следствием того, что работоспособность материала определяется не столько сопротивлением зарождению трещины, сколько сопротивлением ее распространению. Следует, однако, иметь в виду, что при испытании пластичных материалов работа разрушения образца с трещиной превышает истинную работу развития трещины на величину работы пластической деформации, расходуемой на изгибную и поперечную микродеформацию.

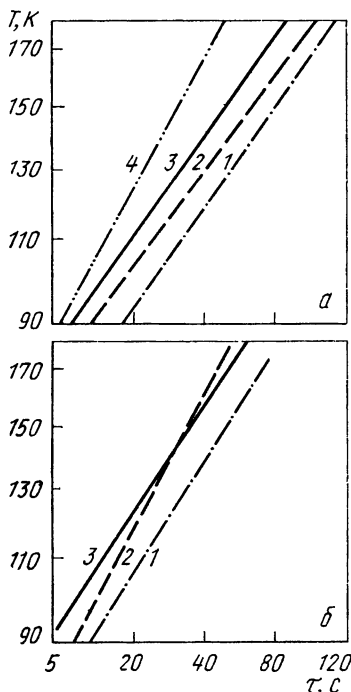


Рис. 34. Зависимость температуры образца от времени выдержки на опорах копра (время переноса образца из жидкого азота на опоры ~ 3 с):

a — образцы $10 \times 10 \times 55$; *b* — образцы $5 \times 10 \times 55$; 1 — сталь 10X14G14N4T; 2 — латунь Л63; 3 — сталь Ст3; 4 — алюминиевый сплав АМг5

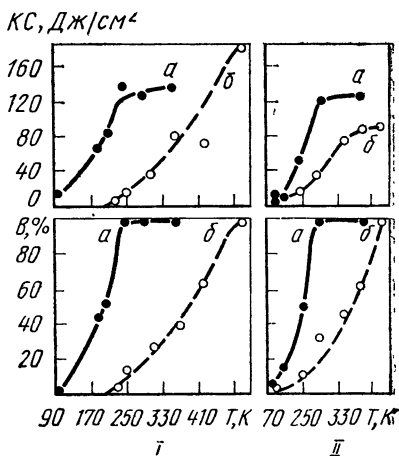


Рис. 35. Температурные зависимости удельной работы разрушения и доли вязкой составляющей в изломе ударных образцов толщиной 10 (*a*) и 30 (*b*) мм из стали марок 30ХМА (*I*) и 35ХМФА (*II*)

Для особо ответственных случаев стандарт рекомендует увеличенные образцы сечением 25×25 мм с трещиной. Их следует применять в первую очередь при оценке работоспособности крупных деталей, так как в этом случае обеспечиваются более близкие условия стеснения деформации и накопления упругой энергии при эксплуатации и испытании.

Типоразмеры образцов для определения ударной вязкости приведены в ГОСТ 9454—78. Выбор конкретных размеров образцов ГОСТ

9454—78 не регламентирует, относя его к компетенции нормативно-технической документации на металлопродукцию.

Влияние размера образцов на температурные зависимости ударной вязкости и доли волокнистой составляющей в изломе изучалось [50, 51] на образцах размерами $10 \times 10 \times 55$ и $30 \times 30 \times 160$ мм с трещиной из стали марок 30ХМА и 35ХМФА [46, 47]. Испытания на динамический изгиб проводили на маятниковых копрах с запасом энергии 300 и 2500 Дж. Некоторые результаты проведенных экспериментов представлены на рис. 35. Из полученных данных видно, что при увеличении размеров образцов в три раза у этих сталей наблюдалось сильное понижение ударной вязкости при комнатной температуре. У обеих марок стали все изломы малых образцов имели волокнистое строение, а в изломах больших образцов зона вязкого разрушения занимала не более 20—30 %. Еще сильнее изменение размеров образцов повлияло на критические температуры хрупкости. Их определяли по уменьшению ударной вязкости вдвое и по получению 50 % волокнистой составляющей в изломе. Для стали 30ХМА они составили при испытании малых образцов 218 К, больших 493 К, для стали 35ХМФА 238 и 333 К соответственно. Таким образом, при увеличении размеров ударных образцов в три раза критическая температура хрупкости повысилась на 180 °С для стали 30ХМА и на 70 °С для стали 35ХМФА.

Испытание больших образцов из стали марок 30ХМА и 35ХМФА показало, что при использовании этих материалов в изделиях толщиной 30 мм и выше имеется большая вероятность хрупких разрушений при нормальной и более низких температурах. В то же время при стандартных ударных испытаниях образцы дают хрупкие разрушения только при температурах около —60 °С. В связи с этим для контроля склонности к хрупким разрушениям массивных изделий или конструкций следует рекомендовать ударные образцы большого сечения. Переход к таким образцам с инициированной трещиной позволит более обоснованно оценивать возможность хрупкого разрушения массивных изделий.

Для выяснения поведения материалов в условиях ударного изгиба проводят испытания с записью диаграммы нагрузка — прогиб. Такое испытание имеет некоторые преимущества перед стандартным испытанием на ударный изгиб, позволяя проводить измерение разрушающей нагрузки и прогиба, а также измерение работы до максимума нагрузки и после (работа излома). Диаграммы нагрузка — прогиб, полученные фотографированием с экрана осциллографа, позволяют определять работу зарождения и развития трещины.

Схема системы регистрации нагрузок и деформаций при ударном изгибе приведена на рис. 36. Усилие определяется с помощью динамометра, на который наклеены тензорезисторы, соединенные по мостовой схеме. При нагружении динамометра сигнал разбаланса моста, пропорциональный приложенному усилию, поступает через усилитель на вертикальный вход электронного осциллографа. Прогиб образца определяется с помощью фотодатчика, состоящего из фотоэлемента и осветителя с равномерным световым потоком. Осветитель освещает фотоэлемент через фигурную прорезь в его корпусе. Движущийся молот шторкой, которая неподвижно закреплена на нем, перекрывает световой поток, что меняет сопротивление элемента. Выходной сигнал, пропорциональный прогибу образца, через усилитель поступает на вход осциллографа, осуществляя развертку сигнала нагрузки по горизонтали. Диаграммы деформации при испытании каждого образца фотографируются с экрана осциллографа на чувствительную фотопленку. Работа разрушения определяется планиметрированием площади под кривыми деформации образцов.

Усталостные испытания материалов. Усталость представляет собой процесс постепенного накопления повреждений в металле под действием переменных напряжений, приводящих к образованию и развитию усталостных трещин.

При испытаниях обычно строят кривую усталости — график, характеризующий зависимость между максимальными или амплитудными напряжениями (деформациями) цикла и долговечности серии одинаковых образцов, испытанных при одинаковом среднем напряжении (дефор-

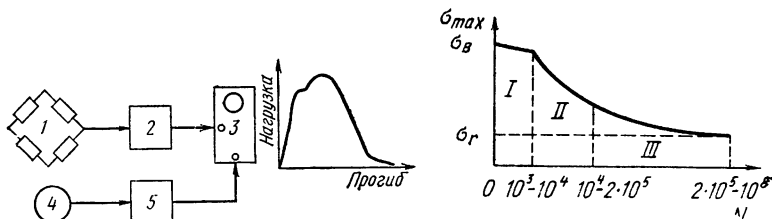


Рис. 36. Схема системы регистрации (а) и диаграмма деформации (б) в координатах нагрузка — прогиб:

1 — тензорезисторы; 2, 4 — усилители; 3 — осциллограф; 5 — фотодатчик

Рис. 37. Зависимость действующих напряжений от числа циклов до разрушения: I — участок квазистатического разрушения; II — участок малоциклового усталостного разрушения; III — участок многоциклового усталостного разрушения

мации) цикла или при одинаковом коэффициенте асимметрии цикла.

Типичная зависимость между уровнем действующих циклических напряжений и числом циклов до разрушения N имеет три характерных участка (рис. 37). Первый участок называют участком квазистатического разрушения, так как в этой области разрушение мало отличается от разрушения при однократном приложении нагрузки. Второй участок характеризует малоцикловую усталость, при которой разрушение сопровождается пластической деформацией. На третьем участке имеет место многоцикловое усталостное разрушение, проходящее при почти полном отсутствии пластической деформации.

Принято считать, что при малоцикловой усталости полное разрушение происходит в упругопластической области до $5 \cdot 10^4$ циклов, а при многоцикловой усталости — от $5 \cdot 10^4$ циклов и более. Для кривых усталости, имеющих горизонтальный участок, определяют предел выносливости. Кроме того, в пределах спадающего участка кривой может быть определен предел ограниченной выносливости. Важной характеристикой материала является также усталостная долговечность, определяемая числом циклов, пройденным образцом перед разрушением при определенном (заданном) напряжении.

Различают три стадии усталостного разрушения: зарождение усталостной трещины, ее медленный рост до критического размера и быстрый долом оставшегося сечения образца или детали.

После зарождения трещины каждый последующий цикл нагружения приводит к ее постепенному подрастанию. Направление роста усталостной трещины зависит от характера нагружения. При циклической нагрузке растяжения-сжатия трещина развивается под прямым углом к направлению приложенного напряжения, а при кручении — в плоско-

Таблица 9. Влияние температуры на отношение $\sigma_{-1}^T/\sigma_{-1}$ для разных материалов [48]

Материал	Гладкие образцы			Образцы с надрезом	
	233 К	195 К	77 К	195 К	77 К
Углеродистые стали	1,20	1,30	2,57	1,10	1,47
Легированные стали	1,60	1,13	1,61	1,06	1,23
Нержавеющие стали	1,15	1,21	1,54	—	—
Алюминиевые сплавы	1,14	1,16	1,69	—	1,35
Титановые сплавы	—	2,11	1,30	1,22	1,41

сти под углом 45° к направлению напряжения. Понижение температуры испытания в связи с упрочнением большинства металлов приводит к заметному увеличению предела выносливости. В табл. 9 для разных материалов приведены средние значения отношения $\sigma_{-1}^T/\sigma_{-1}$, где σ_{-1} — предел выносливости при комнатной температуре; σ_{-1}^T — предел выносливости при температуре испытания.

Из таблицы следует, что для металлов с о. ц. к. решеткой характерен наиболее существенный рост предела выносливости. В условиях низких температур при уменьшении вязкости материалов важную роль играет изучение закономерностей перехода от второй стадии — стабильного роста усталостной трещины к стадии быстрого окончательного разрушения. О закономерностях такого перехода можно судить по величине отношения площади сечения, занятой усталостной трещиной в момент разрушения $F_{тр}$, к общей площади поперечного сечения образца $F_{обр}$.

При понижении температуры испытания уменьшаются вязкость и пластичность материалов, что проявляется в резком уменьшении площади сечения, занятого усталостной трещиной в момент начала нестабильного разрушения и снижения напряжения долома. Трещина становится более острой, что повышает концентрацию напряжений. Более легкий переход от усталостного развития трещины к нестабильному разрушению снижает общую надежность конструкций, испытывающих циклические нагрузки при низких температурах.

Усталость металла является одной из возможных причин разрушения деталей, работающих при низких температурах. Различают следующие методы циклических испытаний на усталость: при простых видах деформирования стандартных образцов (изгиб, растяжение-сжатие, кручение); при наличии и отсутствии концентрации напряжений; при симметричных и асимметричных циклах; в упругой и малоцикловой упругопластической области; при нормальной, повышенной и пониженной температурах, при наличии и отсутствии агрессивной среды.

Испытания материалов на усталость при низких температурах обычно проводят при плоском изгибе или нагружении образцов растяжением-сжатием и реже — при изгибе с вращением. Для возбуждения нагрузок применяют электромеханические, электромагнитные, гидравлические и пневматические приводы. Испытания проводят в вакууме или в среде хладагента.

Испытания на усталость при плоском изгибе по сравнению с испытаниями при растяжении-сжатии сравнительно просты, но не позволяют создать равномерное поле напряжений по сечению образца. Напряжения в волокнах меняются от максимальных растягивающих до сжимающих, проходя через нуль на нейтральной оси. Равномерную картину распределения напряжений дают испытания на растяжение-сжатие, однако при таких испытаниях возникает опасность потери образцом устойчивости при сжатии, что ограничивает возможность использования высоких напряжений. Сокращение длины рабочей части образцов не всегда желательно, так как при этом уменьшается объем деформируемого материала и возможно проявление масштабного эффекта.

При проведении испытаний при пониженной температуре температура контролируется термопарами, которые, как правило, закрепляются на образце. Неравномерность распределения температуры вдоль образца не должна превышать 1 % на 10 мм от заданной температуры испытания образца. Машины для испытаний материалов на усталость регламентированы ГОСТ 24217—80. Для испытаний при низких климатических и криогенных температурах к обычным машинам для испытаний на усталость создаются специальные приставки, термокамеры, криостаты и т. д. Методика циклических низкотемпературных испытаний подробно изложена в работе [49].

Для исследования малоциклового усталости листовых материалов криогенной техники в ИПП АН УССР создана специальная установка [50]. Плоские листовые образцы испытывают при низких температурах — до 4,2 К. Блок-схема установки приведена на рис. 38. Установка состоит из системы силов нагружения, системы измерения, записи деформаций и усилий, системы охлаждения и регистрации температуры образца. В систему силов нагружения входит машина УМЭ-10Т, в станине 8 которой смонтирован электромеханический привод, нагружающий образец по треугольному циклу. Усилие на образец передается через подвижную траверсу 9, перемещающуюся по колоннам 10, которые закреплены неподвижной траверсой 15. В отличие от известных установок в рассматриваемой установке рабочее пространство силовой рамы полностью использовано для размещения охлаждающего устройства 3 и криостата 4. Для этого каждая из колонн 12 низкотемпературной приставки выполнена из двух частей, соединенных крепежным узлом 13, обеспечивающим их жесткую связь в процессе испытаний и шарнирную в процессе смены образца. Поэтому силовая труба 7 и тяга 5 непо-

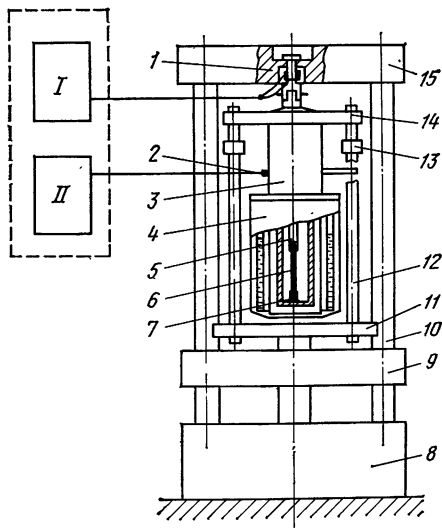


Рис. 38. Блок-схема установки для исследования малоциклового усталости при температурах до 4,2 К

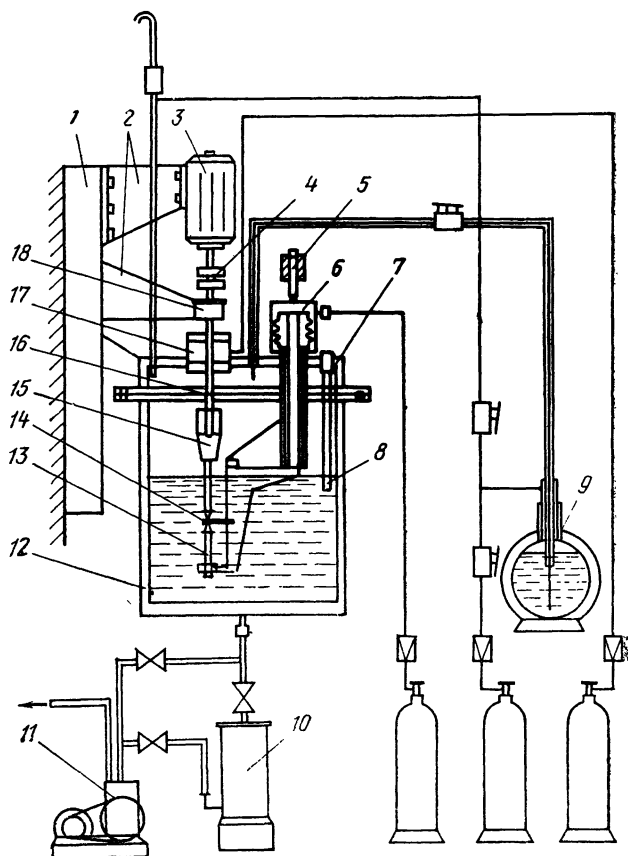


Рис. 39. Установка для усталостных испытаний консольно-укрепленных круглых образцов в среде жидкого водорода.

1 — станина; 2 — стойки; 3 — электродвигатель; 4 — муфта; 5 — датчик перемещения; 6 — пневмоцилиндр; 7 — крышка криостата; 8 — датчик уровня; 9 — сосуд с криогенной жидкостью; 10, 11 — вакуумные насосы; 12 — криостат; 13 — образец; 14 — термопара; 15 — цапговый зажим; 16 — несущий вал; 17 — уплотнительное устройство; 18 — упорный подшипник

движного захвата, между которыми закреплен образец 6, имеют максимально возможную для данной машины длину. Это позволило увеличить зону охлаждения и свести к минимуму градиент температуры по длине расположенных в криостате элементов. Пары отработанного хладагента проходят в кольцевом зазоре между трубой 7 и тягой 5, охлаждают эти детали и дополнительно уменьшают градиент температуры.

Нагрузка от привода передается через траверсы 9 и 11, колонну 12, опорную плиту 14 и силовую трубу 7 на нижнюю подвижную головку

образца 6. Неподвижная головка образца через тягу 5 связана с динамометром 1, закрепленным в traversе 15. Сигнал от динамометра поступает в силонизмеритель 1 пульты управления машины, при помощи которого задается и поддерживается требуемый уровень максимальной нагрузки в процессе циклического нагружения образца. Через герметичный разъем 2 к диаграммному аппарату пульты управления подается сигнал от укрепленного на образце тензомера. На диаграммном аппарате проводится запись диаграмм циклического деформирования в координатах нагрузка — удлинение.

Государственным институтом прикладной химии (ГИПХ) разработана установка для усталостных испытаний образцов в среде жидкого водорода. Образцы нагружают по схеме поперечного изгиба консольно укрепленных круглых образцов. Установка состоит из четырех аналогичных секций, принципиальная схема одной из которых приведена на рис. 39. На массивной станине с помощью стоек вертикально установлен электродвигатель. Вал электродвигателя через муфту соединяется с несущим валом, который имеет на конце цапговый зажим для крепления образца. Несущий вал проходит через упорный подшипник и крышку криостата непосредственно в криостат с охлаждающей жидкостью. Упорный подшипник и крышка криостата жестко крепятся с помощью стоек к общей станине. Уплотнительное устройство имеет кольцевой паз для подачи газообразного гелия с целью уменьшения испарения водорода в окружающее пространство. На крышке криостата смонтированы герметичные устройства для заправки криостата, дренажа паров, ввода измерителей уровня охлаждающей жидкости, термометрии и штока нагружающего устройства. К крышке криостата с помощью фланцевого соединения крепится криостат, рабочий объем которого составляет 7 л охлаждающей жидкости. Помимо поддува гелия в уплотняющее устройство, герметизация криостата достигается за счет использования сильфонов и специальных гермовводов, термометрии и уровнемера.

Нагружение образцов осуществляется с помощью пневматического устройства, состоящего из пневмоцилиндра, внутри которого находится герметичный сильфонный нагружающий узел. Усилие на образец передается от штока через рычаг и подшипник, установленный на хвостовой части образца. Заданное давление нагружения поддерживается автоматически редуцирующими устройствами. Также автоматически осуществляется регистрация и запись деформации образца. Температура образца измеряется термopарами. Число циклов нагружения образца регистрируется механически счетчиком, соединенным приводом с электродвигателем. При разрушении образца электродвигатель отключается.

Термической усталостью называют усталость металлов, вызванную напряжениями от циклических колебаний температуры. Термическая усталость отличается от силовой меньшим числом циклов и сравнительно высоким уровнем напряжений. Термическая усталость материалов при высоких температурах исследована достаточно подробно. Влияние низких температур на поведение материала при многократных тепло-сменах изучено в меньшей степени. Однако на практике встречается многократное охлаждение деталей и, что особенно опасно, многократное наложение термических напряжений на напряжения от внешних нагрузок. Кроме того, металлы могут претерпевать структурные превращения при охлаждении, например метастабильные аустенитные стали. Все это может явиться причиной преждевременного разрушения деталей.

Температурные градиенты и соответствующие термические напряжения могут возникать из-за нагрева или охлаждения конструкции при

заполнении или сливе из емкости криогенной жидкости, могут быть вызваны различием теплофизических свойств входящих в конструкцию деталей из разных материалов. При попадании криогенных жидкостей на относительно теплую поверхность металла емкостей, трубопроводов, деталей арматуры могут возникать значительные напряжения за счет высокого градиента температур по сечению. Например, термические напряжения в сварных образцах из стали 12Х18Н10Т и инвара 36Н, возникающие под действием термических циклов (охлаждение жидким азо-

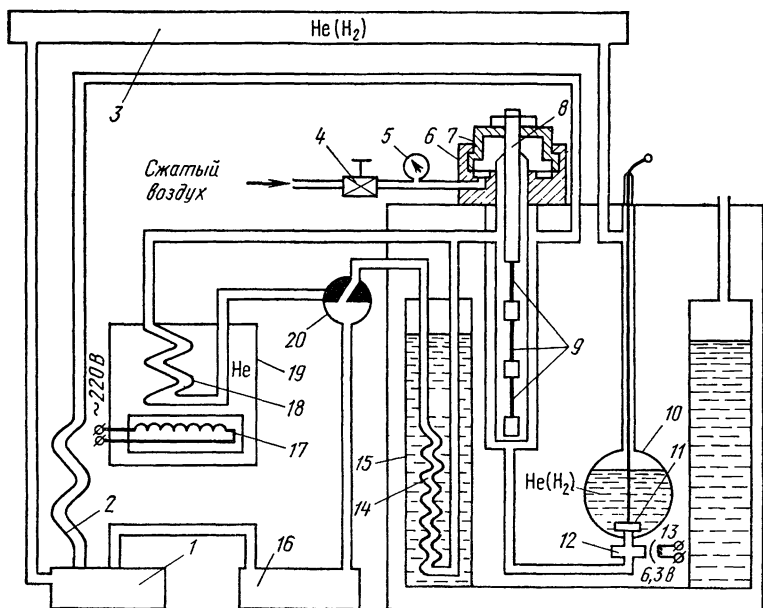


Рис. 40. Схема установки для низкотемпературного термоциклирования в диапазоне 300—4,2 К

том и отогрев потоком теплого воздуха) достигали значений 220 и 180 МПа соответственно.

В работе [51] приведена конструкция установки для низкотемпературного термоциклирования в диапазоне 300—4,2 К при одновременном воздействии на три образца относительно растягивающего усилия до 1500 Н. Установка допускает работу с любыми криогенными жидкостями, в том числе и с жидким водородом.

Схема установки приведена на рис. 40. Установка состоит из пневматического механизма нагружения, системы захлаживания и нагрева образцов. В установке предусмотрена возможность предварительного охлаждения образцов газообразным хладагентом, что позволяет существенно снизить расход жидкого хладагента на цикл захлаживания. Для этой цели газ из газгольдера поступает в ресивер 1, откуда с помощью диафрагменного компрессора 16 через кран 20 в змеевик 14, находящийся в жидком азоте. Охлажденный газ поступает к образ-

цам 9. В теплообменнике 2 газ опять нагревается до комнатной температуры и вновь поступает в ресивер 1.

После завершения предварительного охлаждения образцов компрессор 16 отключается, затем открывается клапан 11 емкости 10 с жидким хладагентом, который заполняет дозатор. При закрытом клапане 11 нагревательным элементом 13 подогревают дозатор. При этом образуются пары, вытесняют хладагент к образцам 9. Контроль за погружением образцов в хладагент осуществляется с помощью уровня. По окончании захлаживания образцов клапан 11 опять открывают и хладагент возвращается в емкость 10.

Для отогрева образцов кран 20 переводится в положение «нагрев», а клапан 11 закрывается. Компрессор 16 прогоняет газ через змеевик 18, расположенный в сосуде 19 с газообразным гелием, который подогревается электроподогревателем 17. Непосредственный контакт нагреваемого в змеевике газа с электроподогревателем отсутствует.

Образцы 9 нагружаются сжатым воздухом из баллона, через газовый редуктор 4 поступающим под диафрагму 6, которая перемещает стакан 7 и тягу 8 с образцами. Нагрузка контролируется с помощью манометра 5 после предварительной тарировки механизма нагружения с целью уменьшения разброса значений. Одновременному нагружению подвергаются три образца. Образцы для исследований имеют диаметр 4 мм или прямоугольное сечение 3×4 мм при длине рабочей части 20 мм. Нагрев и охлаждение образцов контролируются медь-константовыми термопарами. Время температурного цикла 300—77 и 300—4,2 К составляет примерно соответственно 11 и 12 мин, из них 6—7 мин — охлаждение.

Термоциклирование аустенитных хромоникелевых сталей приводит к интенсивному образованию мартенсита. После низкотемпературного термоциклирования деформационная кривая приобретает вид, характерный для металлов с о. ц. к. решеткой.

Эксплуатационную надежность материалов оценивают также в условиях низкотемпературных воздействий и циклического механического нагружения. Для этого установки должны обеспечивать поддержание температурного силового режима и возможность регистрации развития усталостной трещины.

Испытания на ползучесть и длительную прочность. Многие изделия, эксплуатируемые при низких температурах, должны обеспечивать безаварийную длительную работу (более 10 лет) под нагрузкой. В таких изделиях, как резервуары и емкости для хранения и транспортировки криогенных жидкостей, обладающих повышенным запасом упругой энергии в системе, деформация, обусловленная ползучестью, может способствовать значительному росту напряжений в отдельных зонах конструкции. При этом, учитывая действие низких температур эксплуатации, существенно усиливается опасность хрупкого разрушения. Если при высоких температурах ползучесть осуществляется за счет диффузионных процессов, то при низких температурах — при помощи движения и размножения дислокаций и имеет термоактивированную природу. В качестве возможных механизмов ползучести при криогенных условиях выделяют четыре термически активируемых процесса: поперечное скольжение; пересечение движущихся дислокаций с лесом дислокаций, приводящее к образованию ступенек; трение в решетке, обусловленное силами Пайерлса—Набарро; неконсервативное движение порогов [52]. Преобладающее влияние того или иного термически активируемого механизма ползучести зависит от ряда факторов, из которых наибольшую роль играют температура испытаний и структура испытываемого материала.

Необходимая температура испытаний на ползучесть создается за счет того, что образец находится в среде охлаждающей жидкости, а постоянное нагружение передается на образец через верхний или нижний захват испытательной машины. Измерение линейной деформации осуществляется либо тензометрированием, либо оптическими средствами определения перемещений. Общими требованиями к установкам для определения ползучести являются постоянство нагружения, точность измерения деформаций и стабильность низких температур во время длительных испытаний. Нагружение на образец можно осуществлять с помощью пружины, хотя известны установки с пневматическим или гидравлическим нагружением образца, а также установки, в которых нагружение создается с помощью рычажной системы с грузами.

В ряде случаев представляет интерес изучение ползучести в сочетании с каким-либо дополнительным механическим или физическим воздействием на образец.

3. СПЕЦИАЛЬНЫЕ ИСПЫТАНИЯ

Испытание падающим грузом и взрывом. В зарубежной практике широкое применение получили испытания падающим грузом. Испытание проводится на специальных образцах DWTТ двух типов. Первый тип образца (проба Баттеля) изготавливается по натурной толщине изделия и имеет острый надрез, иногда прессованный. Серия образцов испытывается при различных температурах. Оценка ведется по критической температуре получения заданной доли вязкой составляющей в изломе.

Второй тип образцов (рис. 41) предложен Пеллини и Пьюзаком. Образцы имеют толщину от 12,7 до 25,4 мм, длину примерно 360 мм, ширину 89 мм. В центре образца делают хрупкую наплавку, по которой затем наносят надрез, чтобы обеспечить инициирование хрупкой трещины в начальный момент нагружения. Испытание проводят путем ударного нагружения падающим грузом серии образцов данного материала при различных температурах. Энергия падающего груза составляет от 320 до 1740 Дж в зависимости от предела текучести материала и размера образца. Под образцом устанавливают специальный упор,

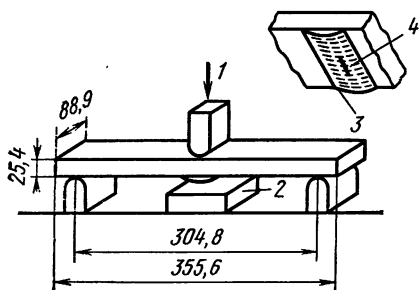


Рис. 41. Схема испытания падающим грузом:

1 — падающий груз; 2 — опорная (ограничивающая) плита; 3 — участок сварного шва на нижней стороне образца; 4 — надрез

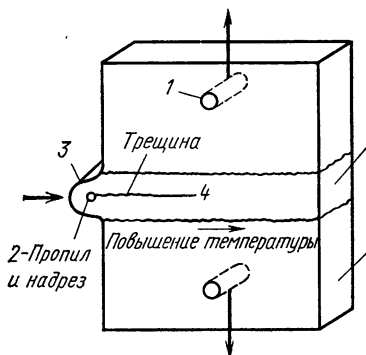


Рис. 42. Схема испытания на остановку трещины по Робертсону:

1 — нагружающий штифт; 2 — тонкий надрез; 3 — место нанесения удара; 4 — точка остановки трещины; 5 — толщина пластины; 6 — вваренная секция высотой 76 мм

ограничивающий прогиб образца. После нагружения серии образцов определяют максимальную температуру, при которой трещина проходит через все сечение образца — температуру нулевой пластичности (т. н. п.). В ряде стран эта температура принята в качестве эталонной.

Проведение испытания падающим грузом позволяет получить более резкий вязко-хрупкий переход по сравнению с испытанием стандартных образцов толщиной 10 мм на ударную вязкость [53]. При этом наблюдается смещение критических температур хрупкости в область более высоких температур на 30—60 °С. Испытания падающим грузом дают хорошую корреляцию с результатами натурных испытаний. Еще большее соответствие данным натурных испытаний обеспечивает испытание на разрыв падающим грузом, разработанное Пеллини и др.

Для оценки хрупкой прочности при больших скоростях деформации используют пластины размером 356×356 мм натурной толщины, имеющие наплавленный с одной стороны хрупкий валик с надрезом. Пластины устанавливают на круглую матрицу и на небольшом расстоянии над пластиной осуществляют взрыв. Под действием давления расширяющегося газа пластина деформируется. При вязком поведении материала происходит характерное выпучивание. При температуре ТНП и ниже пластина разрушается без выпучивания.

По результатам испытаний взрывом можно проводить относительную оценку по числу взрывов, необходимых для разрушения, оценку по максимальной температуре развития трещины в упругодеформированную область пластины, оценку по минимальной температуре остановки трещины в пластической области выпучивания. Температурные критерии, найденные по испытаниям падающим грузом и взрывом, находят широкое применение при построении полуэмпирических диаграмм разрушения Пеллини—Пьюзака, которые показывают зависимость приложенных разрушающих напряжений от температуры для конкретных деталей (сосуды, трубопроводы и т. д.) с различными размерами дефектов.

Испытания на остановку трещины. К типовым конструкционным испытаниям относятся испытания на остановку трещины, испытания широких сварных плит, испытания широких пластин с боковыми надрезами и др. Испытания на остановку трещины проводят на широких образцах в условиях растягивающих напряжений с локальным или равномерным градиентом температур. Могут проводиться и изотермические испытания. Различные методы (Робертсона, ESSO, на двойное растяжение) отличаются видом образцов и прежде всего концентратором, а также оценочным критерием (температура остановки трещины; температура, при которой трещина не проходит целиком сквозь сечение при напряжении 120 МПа и т. д.).

На рис. 42 показан образец для испытаний по Робертсону. Образец имеет в рабочей части выступ, в котором просверлено отверстие и сделан небольшой открытый надрез. Сторона образца с выступом, по которому осуществляется удар с помощью специальной «пушки», обычно охлаждается жидким азотом, а противоположная сторона подогревается газовой горелкой. Это создает градиент температуры по ширине образца. Образец нагружают растягивающей нагрузкой, проводят удар и отмечают границу остановившейся трещины и соответствующую температуру. Используют различные методы определения температуры остановки трещины. Определяют температуру в области, в которой начинают заметно расширяться губы среза, или температуру на контуре остановившейся трещины. В случае изотермического испытания оценка представляется в виде «трещина идет — трещина не идет» для различных температур и уровней напряжений.

Испытание на остановку хрупкой трещины является одним из наиболее «жестких» испытаний. Для одного и того же материала температура остановки трещины, как правило, оказывается выше ТНП. Испытание по Робертсону дает более резкий вязко-хрупкий переход, чем испытание падающим грузом. Критическая температура хрупкости, полученная при испытании на ударную вязкость образцов с толщиной, равной толщине образцов по Робертсону, соответствует температуре остановки хрупкой трещины [54]. Следует отметить, что определение работы развития трещины значительно проще, чем определение температуры остановки трещины по методу Робертсона. При проведении испытаний на остановку трещины обязательным условием является равенство толщины образца с трещиной толщине листа исходного материала.

Типовые испытания представляют значительный интерес, но для их проведения надо иметь мощные испытательные установки и наиболее интересные испытания плит натурной толщины очень дороги. Попытки нахождения корреляции результатов этих испытаний и стандартных испытаний на ударную вязкость не привели к достаточно стабильным результатам.

Для увеличения надежности создаваемых конструкций иногда прибегают к испытаниям их моделей или даже самих конструкций. В основном они связаны с выявлением начальных разрушений, но иногда определяются и условия распространения трещины. В литературе известны испытания такого рода применительно к сосудам давления, трубопроводам, сварным дискам, роторам и т. д.

Испытания в условиях, приближающихся к эксплуатационным, и натурные испытания. Оценку сопротивления материалов деформированию и разрушению в эксплуатационных условиях обычно проводят с помощью теоретических расчетов и испытаний. Испытания проводят на образцах с имитацией в них напряженного состояния изделия, на натурных изделиях или их элементах. При сложном напряженном состоянии в условиях низких температур проводят испытания трубчатых тонкостенных образцов под действием в различном сочетании продольной силы, крутящего момента, внутреннего и наружного давлений; испытание плоских образцов или образцов в виде сферических или эллипсоидных сегментов и элементов сосудов гидравлическим или пневматическим давлением; двухосное растяжение крестообразных образцов и др. [55]. Такие испытания требуют создания специальных установок и стендов.

Наиболее показательными являются натурные испытания изделий в реальных условиях эксплуатации. Однако проведение натурных испытаний, особенно при низких температурах, связано со значительными техническими трудностями. О работоспособности техники, эксплуатируемой при низких температурах, обычно приходится судить по статистическим данным, накопленным в результате наблюдений за работоспособностью изделий.

Систематический анализ разрушений конструкций, работающих при криогенных температурах, показал, что 39 % разрушений приходится на листовые конструкции, 36 % — на стержневые и решетчатые и 25 % — на балочные со сплошными стенками [56]. Значительные температурные напряжения возникают в обечайке цилиндрических емкостей при заливке в них жидкого азота. В отдельных узлах сочленения деталей (например, в зоне сварки патрубков) температурные напряжения превышают предел текучести металла, что может приводить к преждевременному усталостному разрушению при ограниченном числе циклов теплосмен.

Проведение натурных испытаний конструкций криогенной техники (стендовых или в реальных условиях) требует значительных материальных затрат, особенно при температуре ниже 77 К. Разработано несколько схем для проведения испытаний моделей и изделий криогенной техники типа сварных сосудов [55]. Сосуды испытывают нагнетанием рабочего тела с повышенным давлением — азота, кислорода, водорода, гелия. Сложность аппаратуры возрастает по мере перехода к более низким температурам.

Благодаря развитию механики разрушения создается реальная база для оценки критического размера дефекта в конструкции, способного вызвать разрушение в процессе эксплуатации.

4. МЕТОДЫ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

Испытание на вязкость разрушения в условиях плоской деформации. Различают статические, динамические и циклические испытания на трещиностойкость. Определение вязкости разрушения при однократном нагружении заключается в следующем. В образцах определенной формы и размера наводится искусственная трещина, режим инициирования которой строго регламентируется. Затем нагружают образец с одновременной записью изменения нагрузки и смещения берегов трещины. После анализа диаграммы разрушения и излома определяют нагрузку и длину трещины (коэффициент податливости образца), соответствующие началу трещины. Найденные величины подставляются в расчетную формулу и находят коэффициент интенсивности напряжений K_Q . Затем с помощью специальных критериев определяют выполнение условий определения достоверных величин K_{Ic} . Если критерии корректности удовлетворяются, то найденные значения K_Q можно считать истинными значениями вязкости разрушения при максимальном стеснении пластических деформаций K_{Ic} .

Характеристики вязкости разрушения при статическом нагружении определяют с помощью универсальных испытательных машин достаточной мощности. Машины должны быть снабжены специальными захватами, по необходимости крио- и термокамерами, регистрирующей аппаратурой для измерения усилий и деформаций. Различают следующие основные виды образцов для определения вязкости разрушения (рис. 43): цилиндрический образец с кольцевой трещиной для испытаний на осевое растяжение или изгиб;

плоский образец с центральной сквозной трещиной или с симметричными краевыми трещинами для испытаний на осевое растяжение; плоский образец с боковым односторонним надрезом для испытаний на растяжение;

плоский образец с боковым надрезом для испытаний на сосредоточенный изгиб;

Т а б л и ц а 10. Размеры образцов при определении K_{Ic}

$\sigma_{0,2}/E$	t , мм	$\sigma_{0,2}/E$	t , мм
0,0050	100	0,0065—0,0071	38
0,0050—0,0057	75	0,0071—0,0080	25
0,0057—0,0062	63	0,0080—0,0095	12
0,0062—0,0065	50	0,0095	6

плоский образец с односторонней боковой усталостной трещиной для испытания на внецентренное растяжение;

дисковый образец с односторонним надрезом для испытаний на внецентренное растяжение.

Наиболее полно разработаны испытания образцов на внецентренное растяжение и сосредоточенный изгиб. Корректность определения K_{Ic} зависит от размеров образцов. Ориентировочная минимальная толщи-

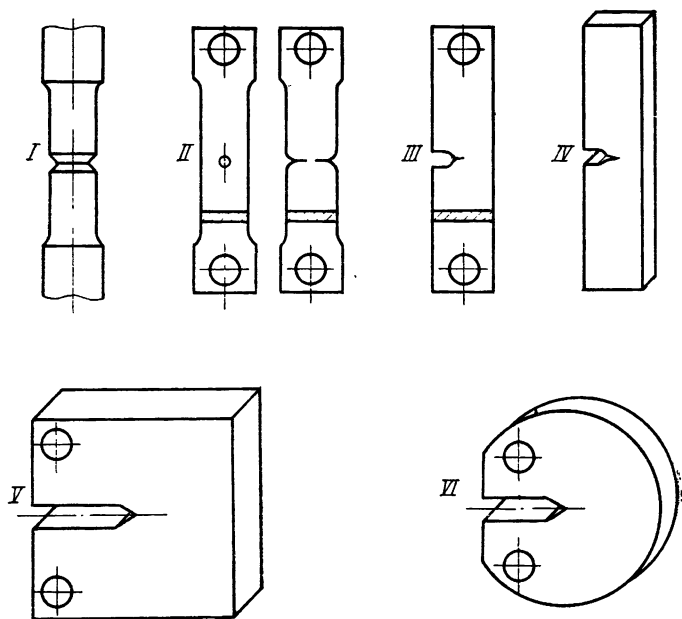


Рис. 43. Виды образцов для определения вязкости разрушения при статическом нагружении

на t или диаметр D образцов могут быть установлены по отношению предела текучести к модулю упругости материала (табл. 10).

Усталостная трещина создается от исходного надреза за счет приложения к образцу циклической нагрузки. Образец с трещиной устанавливается в испытательной машине и производится его непрерывное нагружение с одновременной записью диаграммы нагрузка — смещение берегов надреза (диаграммы нагрузка — смещение). Существует некоторая неопределенность с определением момента, когда нагрузка и длина трещины будут соответствовать критическому состоянию перехода к разрушению. Неопределенность обусловлена тем, что при нагружении обычно наблюдается некоторое подрастание трещины. В этом случае приходится использовать некоторые допущения, сходные с теми, которые используют при определении условного предела текучести.

Для выявления момента начала распространения трещины принято определять нагрузку, при которой длина исходной трещины увеличива-

ется на 2 %, что соответствует уменьшению на 5 % тангенса угла начального линейного участка диаграммы: $\operatorname{tg} \alpha_2 / \operatorname{tg} \alpha_1 = 0,95$.

Возможные типы диаграмм нагрузка — смещение берегов надреза приведены на рис. 44. Нагрузку P_Q , при достижении которой начинается нестабильное распространение трещины, определяют внутри угла, образованного продолжением линейного участка диаграммы и линией, тангенс угла которой на 5 % меньше. Эта 5 %-ная секущая пересекает диаграмму в точке P_5 . Для диаграмм I типа расчетная нагрузка $P_Q = P_5$. Для диаграмм II и III типов расчетная нагрузка P_Q соответствует максимальной нагрузке в секторе AOP_5 .

После испытаний производят замер трещины. Ее длина c , равная суммарной длине надреза и собственно трещины, составляет среднее из трех замеров: в центре и двух точках посередине между центром и краями.

Зная P_Q и c , можно определить значение коэффициента интенсивности напряжений K_Q , которое определяется по формуле

$$K_Q = P_Q Y / t \sqrt{b}.$$

При испытании на сосредоточенный изгиб

$$Y = 6 \sqrt{c/b} [1,93 - 3,07 (c/b) + 14,5 (c/b)^2 - 25,1 (c/b)^3 + 25,8 (c/b)^4],$$

где b, t — ширина и толщина образца.

При испытании на внецентренное растяжение

$$Y = \sqrt{c/b} [29,6 - 185 (c/b) + 655 (c/b)^2 - 1017 (c/b)^3 + 639 (c/b)^4].$$

Значение безразмерного коэффициента определяют с помощью таблиц или специальной K -тарировки. Испытания по определению K_{Ic} считаются действительными и величина K_Q принимается равной K_{Ic} , если выполняется ряд неравенств (критерии определения достоверных величин K_{Ic}):

$$c \geq 2,5 (K_Q / \sigma_{0,2})^2; \quad t \geq 2,5 (K_Q / \sigma_{0,2})^2;$$

$$P_{\max} / P_Q \leq 1,1; \quad \delta_{\text{спл}} < 0,1 \text{ мм};$$

$$\varphi \leq 1,5 \%; \quad \sigma_c < \sigma_{0,2};$$

$$c_{\max} - c_{\min} \leq 5 \% c,$$

где $\delta_{\text{спл}}$ — пластическая составляющая критического раскрытия трещины; φ — поперечное сужение образца у корня трещины; σ_c — условное разрушающее напряжение без учета концентрации напряжений.

Основными считаются первые три критерия. В случае невыполнения этих неравенств найденные значения K_Q принимаются за K_c , а для определения K_{Ic} проводится повторное испытание образцов увеличенного

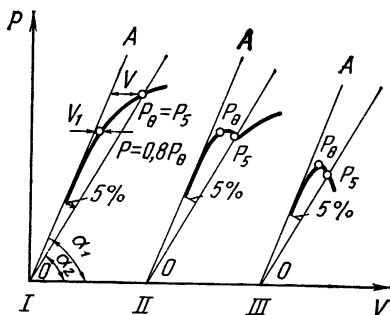


Рис. 44. Основные типы диаграмм нагрузка — смещение берегов трещины и схемы их обработки

размера. В случае выполнения критериев корректности в области у вершины трещины имеется весьма малая зона пластической деформации с радиусом $r_t \ll b$ и t . Определяемый в этом случае критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} становится константой материала и может использоваться в расчетах на хрупкую прочность конструкций с концентраторами напряжений.

Применение линейной механики разрушения к материалам средней и низкой прочности вызывает определенные затруднения из-за необхо-

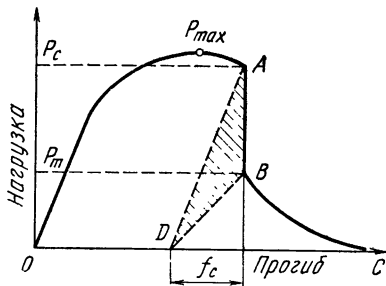


Рис. 45. Диаграмма вязко-хрупкого разрушения при испытании на статический изгиб образца с надрезом:

AB — срыв нагрузки, соответствующий неустойчивому распространению трещины; P_{max} — максимальная нагрузка; P_c и P_m — нагрузки начала и конца неустойчивого разрушения

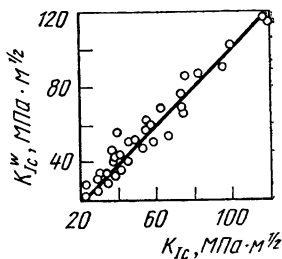


Рис. 46. Корреляция значений характеристик вязкости разрушения $K_{Ic}^w - K_{Ic}$

димости создания условия плоской деформации, требующего слишком больших размеров образцов.

Измерение трещиностойкости в условиях вязко-хрупкого перехода. При разрушении в условиях вязко-хрупкого перехода излом, кроме участков хрупкого разрушения, имеет и участки вязкого разрушения: зону стабильного подрастания трещины, губы среза, зону вязкого долома. В работе [57] предлагается метод, основанный на энергетическом анализе диаграммы вязко-хрупкого разрушения образца с трещиной (см. рис. 45). Он заключается в следующем: образец нагружают статической или динамической нагрузкой и регистрируют процесс разрушения в координатах нагрузка — перемещение по линии действия нагрузки, нагрузка — перемещение точек приложения нагрузки, нагрузка — перемещение берегов трещины. По диаграмме определяют нагрузки начала и конца неустойчивого разрушения P_c и P_m . По излому образца определяют долю хрупкой составляющей в изломе F_x и длину трещины l_c , до которой она росла устойчиво. При необходимости привлекается микрофрактографический анализ. Для найденного отношения c/b с помощью данных стандартной K -тарировки находят поправочный коэффициент Y_c . После обмера расчет ведут по формуле

$$K_{Ic}^w = P_c / t \sqrt{b} \sqrt{(P_c - P_m) / P_c F_x} Y_c.$$

В отличие от стандартного метода определения вязкости разрушения предлагаемая методика не требует обеспечения условий предельного стеснения деформаций у исходного концентратора, поскольку не ис-

пользуется решение о предельном равновесии тела с трещиной. Методика применима при появлении на диаграмме срыва нагрузки и регистрации на изломе макроскопического участка хрупкого излома. Для испытания должна использоваться машина достаточной жесткости, обеспечивающая протекание процесса неустойчивого разрушения за счет собственных энергоресурсов образца.

Экспериментальная проверка предлагаемого метода проводилась на сталях средней и низкой прочности, термическая обработка и меха-

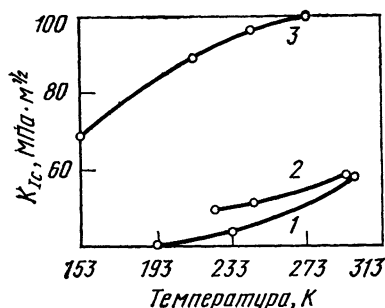


Рис. 47. Температурные зависимости вязкости разрушения сталей:
1 — 35ХМФА; 2 — 30ХМА; 3 — 38ХМА

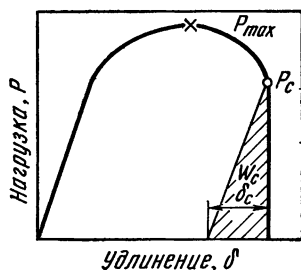


Рис. 48. Диаграмма растяжения гладкого образца

нические характеристики которых представлены в табл. 3. Все стали испытывали на K_{Ic} принятым методом [97] в широком интервале температур на машине «Инстрон 1255». Использовали компактные образцы толщиной 25, 50 и 60 мм. При испытании определяли K_{Ic}^w и K_{Ic} . Испытывали также изгибные образцы типа 15 и 25 (ГОСТ 9454—78). На рис. 46 показана корреляция характеристик K_{Ic}^w и K_{Ic} для разных сталей и температур испытания. Величина коэффициента корреляции составила 0,98. На рис. 47 показана полученная зависимость вязкости разрушения сталей марок типа 30ХМА, 38ХМА и 35ХМФА от температуры.

Косвенные методы определения вязкости разрушения. При разработке методов косвенной оценки трещиностойкости исходят из того, что должна существовать взаимосвязь между трещиностойкостью и другими параметрами разрушения. В ряде случаев удается установить связь между K_{Ic} и такими более просто определяемыми характеристиками разрушения, как временное сопротивление, предел текучести, ударная вязкость и др. Обзоры существующих косвенных методов представлены в работах [38, 58].

Анализ имеющихся работ по косвенной оценке вязкости разрушения показал, что это направление достаточно перспективно, так как не только упрощает методику определения вязкости разрушения, но и способствует более глубокому пониманию физического смысла этого параметра.

Энергетический подход может быть использован и при косвенной оценке трещиностойкости по результатам стандартных испытаний на растяжение и ударный изгиб. При испытании гладких образцов на растяжение конечная стадия разрушения характеризуется быстрым распро-

странением трещины из центра шейки. В ходе этого испытания процесс разрушения начинается еще на ранних стадиях деформирования. При напряжениях около $0,5\sigma_{0,2}$ начинается образование пор у неметаллических включений, а при напряжениях $(0,7-0,8)\sigma_{0,2}$ появляются микро-трещины.

В соответствии с рис. 48 высвобождающаяся упругая энергия при нестабильном разрушении гладкого образца равна

$$W_c = P_c \sigma_c l_0 / 2E,$$

где P_c — разрушающая нагрузка; σ_c — разрушающее брутто-напряжение; l_0 — исходная длина образца.

Часть этой энергии идет на разрушение, а остальная часть расходуется на колебания, релаксацию напряжений в системе нагружения, звуковой эффект и т. д. Если предположить, что вся энергия расходуется на окончательное разрушение образца, то можно оценить J -интеграл как

$$J_c = \alpha \sigma_c^2 l_0 / 2E (1 - \Psi), \quad (7)$$

где α — коэффициент, зависящий от вида образца и длины трещины.

Известно, что хрупкое разрушение характеризуется значительной локализацией пластической деформации в вершине движущейся с большой скоростью нестабильной трещины. Поверхность хрупкого излома оказывается пластически продеформированной на небольшую глубину, которая обратно пропорциональна скорости распространения трещины. Если в формулу (7) ввести предельную скорость распространения трещины, то определяемый при этом параметр будет косвенно характеризовать хрупкое разрушение.

Для учета только энергии разрушения вводим в рассмотрение эффективную длину образца $l_{\text{эф}}$, равную удвоенному расстоянию, на которое распространяется продольная упругая волна, за время прохождения трещины из центра образца на все сечение. Принимаем, что нестабильное разрушение стальных гладких образцов начинается из центра шейки и проходит со скоростью $V_T = 0,5V_0$, где V_0 — скорость продольной упругой волны в данном материале. Тогда расстояние, проходимое упругой волной за время прохождения трещиной пути $d_k/2$, будет равно

$$l_{\text{эф}}/2 = d_k V_0 / 2V_T = d_k = d_0 \sqrt{1 - \Psi},$$

где d_0 и d_k — диаметр исходного сечения и сечения в шейке в момент разрыва.

Принимаем, что работа разрушения эквивалентна высвобождающейся упругой энергии, расходуемой на релаксацию напряжений в пределах $l_{\text{эф}}$. Заменяем в формуле (7) длину образца l_0 на эффективную длину $l_{\text{эф}}$, в пределах которой за время разрушения успевает пройти релаксация упругих напряжений. Тогда после преобразования формулы (7) для коэффициента интенсивности напряжений получим

$$K_{Ic}^* = \sqrt{EJ_c} = \sigma_c \sqrt{\alpha d_0 / \sqrt{1 - \Psi}}. \quad (8)$$

Однако достижение предельной скорости распространения трещины возможно лишь при некоторой критической температуре хрупкости. При более высоких температурах толщина пластически продеформированного слоя под поверхностью излома увеличивается, что приводит к снижению скорости трещины. Экспериментально показано, что формула (8) при $\alpha=2$ дает результаты, достаточно близкие к K_{Ic} при темпера-

туре испытания T_{50} , соответствующей получению 50 %-ной вязкой составляющей в изломе при испытании на статический изгиб образцов типа 11 (ГОСТ 9454—78). При использовании этой формулы для других температур, например для более низких, получим увеличение вязкости разрушения из-за более сильного упрочнения в гладком образце, что противоречит представлениям о температурной чувствительности K_{Ic} .

Для определения K_{Ic} при температурах, отличных от критической температуры хрупкости, после обработки данных по K_{Ic} на ЭВМ и сопоставления их с температурными зависимостями $\sigma_{0,2}$ получена следующая формула:

$$K_{Ic}^* = \sigma_c (\sigma_{0,2}^k / \sigma_{0,2})^3 \sqrt{2d_0 / \sqrt{1 - \Psi}}, \quad (9)$$

где $\sigma_{0,2}^k$ и $\sigma_{0,2}$ — предел текучести при T_{50} и интересующей температуре.

Полученная формула косвенно характеризует трещиностойкость материала в диапазоне хрупко-вязкого перехода. Параметр K_{Ic} , оцениваемый по формуле (9), является интегральной характеристикой материала, учитывающей его прочность, пластичность и хладноломкость.

Найденную зависимость нельзя распространять на слишком широкий интервал температур, поскольку входящее в формулу отношение, учитывающее температурную зависимость предела текучести, получено при машинной обработке в интервале переходных температур при испытаниях образцов толщиной 10—15 мм. При более низких температурах K_{Ic} может быть измерено прямыми методами без привлечения косвенных. При более высоких температурах значения K_{Ic} стабилизируются из-за стабилизации предела текучести.

Экспериментальная проверка метода проводилась на сталях 10 марок средней и низкой прочности. Все стали испытывались на K_{Ic} стандартным методом в широком интервале температур на машине «Инстрон 1255». Применяли компактные образцы толщиной 25, 50 и 60 мм. Из половинок разрушенных образцов вырезали гладкие разрывные образцы диаметром 6 мм (ГОСТ 1497—73) и образцы на изгиб типов 11 и 15 по ГОСТ 9454—78. Испытания на изгиб проводили статической нагрузкой на машине «Инстрон 1195» и динамической — на копре ПСВО-30. По результатам испытаний строили температурные зависимости вязкости разрушения.

На рис. 49 представлена корреляция значений K_{Ic} со значениями K_{Ic}^* . Коэффициент корреляции между K_{Ic} и K_{Ic}^* составил 0,965, сред-

нее квадратичное отклонение 0,71. Предлагаемый метод косвенной оценки трещиностойкости позволяет проводить анализ на основе других более изученных характеристик разрушения.

Циклическая вязкость разрушения. Усталостные испытания по определению трещиностойкости заключаются в последовательном измерении размера растущей трещины и соответствующего числа циклов нагружения N . На основании этого строят зависимость длины трещины от числа циклов, вычисляют скорость роста трещины как средний прирост ее длины за один цикл, устанавлива-

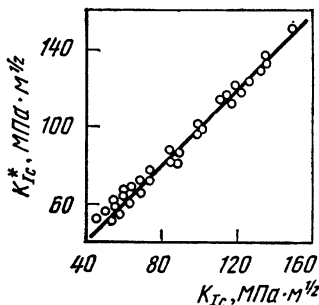


Рис. 49. Корреляция значений характеристик вязкости разрушения K_{Ic} и K_{Ic}^*

ют зависимость скорости роста трещины от характеристики напряженно-деформированного состояния около ее вершины.

Различают основные и специальные испытания. Основные испытания проводят в полном диапазоне нагрузок от пороговой до критической. Специальные испытания проводят в полном или ограниченном диапазоне нагрузок для оценки влияния различных факторов, имитации эксплуатационных нагрузок, контроля качества материала и т. д. Напряженно-деформированное состояние у вершины трещины характеризуется коэффициентом интенсивности напряжений K . Испытание проводят при непрерывно изменяющихся или постоянных наибольшем значении $K_{\max}$ и размахе ΔK коэффициента интенсивности напряжений цикла.

Зависимость скорости роста трещины от $K_{\max}$ или ΔK при постоянном коэффициенте асимметрии цикла R изображают диаграммой усталостного разрушения, состоящей из низко-, средне- и высокоамплитудного участков. По диаграмме устанавливают:

параметры s и n степенной зависимости скорости роста трещины, описывающей среднеамплитудный участок диаграммы $v = cK_{\max}^n$;

пороговый коэффициент интенсивности напряжений K_{th} , при котором трещина не развивается на протяжении заданного числа циклов; критический коэффициент интенсивности напряжений (циклическая вязкость разрушения) K_{fc} , при котором наступает долом образца.

Важнейшей характеристикой трещиностойкости является K_{Ifc} , получаемая при максимальном стеснении пластических деформаций и разрушении нормальным отрывом.

Для испытаний на циклическую трещиностойкость применяют специальные образцы с определенной формой, размерами и схемой нагружения. В образцах вдоль линии трещины полируют полосу шириной не менее 10 мм для наблюдения за вершиной трещины и окружающей ее пластической зоной. Толщину образца можно выбирать независимо от других размеров в установленных пределах. Если размеры заготовок не ограничивают толщины или диаметра образца, их выбирают в соответствии с требованиями к образцам для определения K_{Ic} .

Нагружение образцов проводят на машинах для испытаний на усталость, обеспечивающих заданные параметры циклического нагружения. Длину трещины измеряют любым методом, обеспечивающим измерение прироста трещины в 0,1 мм: визуальным, механической подавляемостью, разности электрических потенциалов, токовихревым, ультразвуковым, акустической эмиссии и др. Наиболее распространены визуальный метод и метод разности электрических потенциалов.

Циклическая вязкость разрушения выражается следующей зависимостью:

$$K_{fc} = \sigma \sqrt{\pi c_f},$$

где σ — максимальное напряжение цикла; c_f — критическая длина трещины, при достижении которой происходит долом.

Предложено 16 математических моделей для описания всех трех участков диаграммы усталостного разрушения [59]. Наиболее простая формула скорости роста трещины имеет вид

$$v = v_0 [(K_{\max} - K_{th}) / (K_{fc} - K_{\max})]^2. \quad (10)$$

Если диаграмма имеет длинный средний участок, то рекомендуется использовать другие формулы. Широко используют формулу гиперболического тангенса, хотя по сравнению с формулой (10) и некоторыми другими она имеет более низкую точность.

СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ СТАЛЕЙ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Сталь является основным конструкционным материалом при изготовлении машин и конструкций, работающих при низких температурах. Для таких конструкций сталь должна обеспечивать необходимую прочность в сочетании с высокой вязкостью и пластичностью, обладать малой чувствительностью к концентраторам напряжений и низкой склонностью к хрупкому разрушению. Учитывая технологию изготовления изделий, работающих при низких температурах, сталь должна обладать хорошей свариваемостью.

С понижением температуры прочностные характеристики растут, а вязкость и пластичность уменьшаются. При выборе стали для работы в этих условиях определяющими показателями являются: прочность при максимальной температуре эксплуатации — обычно комнатной; вязкость и пластичность — при минимальной температуре. Механические свойства и работоспособность сталей, применяемых для изготовления конструкций, работающих при низких климатических температурах, а также в холодильном и криогенном машино- и аппаратостроении, зависят от многих факторов. К ним прежде всего относятся тип кристаллической решетки, размер зерна и состояние его границ, содержание легирующих элементов, примесей, форма и размер неметаллических включений. Насыщение металла водородом увеличивает хрупкость стали. Сварка способствует росту зерна и дополнительному наводороживанию, что увеличивает хладноломкость сварных соединений. Кроме того, нагрев при сварке может способствовать фазовым превращениям и выделению примесей по границам зерен, что также повышает хрупкость стали.

Вязкость стали при низких температурах зависит от технологии выплавки; например, при использовании вакуумирования, обработки жидкими шлаками вязкость растет. Это связано с уменьшением содержания неметаллических включений, понижением концентрации вредных примесей и газов. Рациональная организация раскисления и введение малых добавок ниобия, ванадия и титана, образующих дисперсные частицы, способствуют измельчению зерна, повышению прочности и вязкости стали.

При выборе сталей для работы при низких температурах необходимо учитывать как специфические условия

службы конструкции, обеспечения ее работоспособности и ресурса, так и требования экономичности материалов, связанные с уменьшением содержания никеля и других дорогостоящих легирующих элементов, а также необходимость унификации материалов и сокращения числа применяемых марок стали. Определенную сложность представляет выбор необходимого уровня вязкости и методов оценки вязкости.

Нормы по проектированию указывают рекомендуемый температурный диапазон применения каждого типа и сорта материала, используемого для хладостойких сварных конструкций, сосудов давления, трубопроводов и другого оборудования. Минимальная рабочая температура определяется температурой вязко-хрупкого перехода, при которой вязкость падает до неприемлемо малых значений. Однако справочная литература содержит мало систематизированных данных о пригодности того или иного материала для эксплуатации при низких температурах. Это объясняется сложностью количественной интерпретации влияния различных конструкторско-технологических факторов (размеров деталей, уровня остаточных напряжений, условий нагружения, вида напряженного состояния и др.) на надежность машин и конструкций, эксплуатируемых при низких температурах. Встречающиеся в литературе попытки создания нормативных рекомендаций можно использовать лишь для предварительной оценки пригодности материала при конкретных условиях.

В технике низких температур применяют стали разных типов: углеродистые, низко- и среднелегированные конструкционные, в основном используемые в конструкциях, работающих при температурах климатического холода; низкоуглеродистые, легированные никелем (до 9 % Ni); высокопрочные, в частности, мартенситно-стареющие; хромоникелевые аустенитно-мартенситные и мартенситные; аустенитные хромоникелевые, хромоникелемарганцевые и хромомарганцевые; высоколегированные железоникелевые сплавы.

1. СТАЛИ ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ КЛИМАТИЧЕСКОГО ХОЛОДА

Особую актуальность проблема хладостойкости машин, механизмов и конструкций приобрела в связи с освоением Сибири, Крайнего Севера, Арктики и Антарктиды. В этих условиях резко падает эффективность работы механизмов, особенно в зимнее время. Использование серийной техники

общего исполнения в суровых климатических условиях приводит к тому, что затраты на эксплуатацию, включая ремонт, в районах Крайнего Севера в 2—6 раз превышают затраты на эксплуатацию этой же техники в средней полосе Советского Союза [60].

Анализ работы автохозяйств арктической зоны показал, что срок службы автомобилей обычного типа по сравнению со сроком службы в Европейской части СССР сокращается в два раза, а аварии и поломки, связанные с климатическими условиями, выводят из строя четвертую часть парка машин [61]. Основной причиной высокой аварийности являются хрупкие разрушения деталей и узлов. При $-40 \div -50^\circ\text{C}$ наблюдаются интенсивные разрушения рам, полуосей, кулаков, поворотных цапф. По данным Якутского филиала СО АН СССР [62], наиболее чувствительны к низким температурам рессоры всех основных применяемых типов грузовых автомашин. В зимних условиях вероятность отказов рессор увеличивается у ЗИЛ-130 в 1,2 раза; у МАЗ-500, 503, 504 в 1,35; у КрАЗ-255 в 1,7 раза. При низких температурах происходит интенсивное хрупкое разрушение сварных рам железнодорожных вагонов и ответственных литых деталей — корпусов автосцепок.

Резкое снижение работоспособности в холодное время года наблюдается также у горнодобывающих машин и оборудования (экскаваторов, бульдозеров, скреперов, ленточных конвейеров и др.). На промыслах Западной Сибири частота отказов буровых установок зимой возрастает по сравнению с летним периодом более чем в два раза [63]. Поэтому при температурах ниже $-35 \div -40^\circ\text{C}$ во избежание крупных поломок приходится останавливать мощные одноковшовые экскаваторы, буровые установки и некоторые строительные машины, хотя регламент работы северных горнодобывающих предприятий предусматривает круглогодичную эксплуатацию карьеров. Это приводит к резкому снижению производительности карьеров в зимнее время (до 15—20 %).

Вследствие хладноломкости стали происходят многочисленные случаи хрупких разрушений мостов, резервуаров, металлических конструкций разного назначения. Чаще всего они имеют место в зимнее время года в северных районах страны. Во многих случаях разрушения, происходящие в летнее время, являются следствием накопления повреждений, полученных зимой при низких температурах эксплуатации. При этом номинальные разрушающие напряжения корпусов судов, мостов, строительных конструкций, резер-

вуаров и сосудов давления, как правило, были значительно ниже расчетных.

По данным Института экономики УНЦ АН СССР, общие потери от использования в северных условиях машин, механизмов и конструкций обычного исполнения, имеющих низкую хладостойкость, составляют до 4 млрд. руб. в год.

По данным работы [64], площадь территории страны, расположенной севернее изотермы января с температурой -20°C , составляет около 52 % всей территории СССР. Если же учесть не только температуру, но и скорость ветра, т. е. так называемую жесткость погоды, то площадь с суровыми климатическими условиями еще более возрастает.

Однако, районы с суровым климатом, такие как Западная Сибирь, Заполярье, Якутия, Дальний Восток, характеризуются большими запасами полезных ископаемых и являются перспективными в промышленном отношении. Достаточно сказать, что в Западной Сибири добывается около трети всей нефти, добываемой в Советском Союзе. Поэтому проблема повышения хладостойкости машин и конструкций, а следовательно, и повышения хладостойкости металла, идущего на их изготовление, является важнейшей народнохозяйственной задачей, от успешного решения которой зависит промышленный потенциал страны.

Влияние химического состава на хладостойкость стали. Проявлением хладноломкости является резкое падение вязкости и пластичности стали при понижении температуры. Сталь, применяемая в изделиях, работающих в условиях климатического холода, имеет объемноцентрированную кубическую кристаллическую решетку. Такие материалы характеризуются сильной температурной зависимостью предела текучести. Механические свойства стали определяются ее структурой, которая в свою очередь зависит от действия различных факторов, из которых многие взаимосвязаны. К ним в первую очередь относятся химический состав стали, размер действующего зерна и состояние его границ. Влияние легирующих элементов на свойства стали обусловлено их действием на измельчение зерна, упрочнение феррита за счет образования твердых растворов внедрения и замещения, а также упрочнением за счет выделения частиц второй фазы различной степени дисперсности [64].

Углерод (как и азот), являющийся эффективным упрочнителем, образует с железом твердые растворы внедрения. Однако его растворимость в феррите сравнительно невелика, что приводит к снижению упрочняющего эффекта. Вмес-

те с тем высокая прочность мартенсита закалки сопровождается снижением вязкости и необходимостью проведения отпуска. При отпуске образуются карбиды, мартенсит обедняется углеродом и снижается действие твердорастворного механизма упрочнения. При этом хотя и реализуется механизм упрочнения дисперсными частицами второй фазы, но образуются довольно крупные частицы цементитного типа в ферритной матрице. Эти частицы более тверды и хрупки, чем ферритная матрица, и при нагружении на поверхности раздела создается объемнонапряженное состояние, приводящее к образованию микротрещин.

Углерод повышает порог хладноломкости углеродистых сталей и уменьшает уровень ударной вязкости при температурах выше критической температуры хрупкости (рис.

50) [65]. По данным работы [66], увеличение в стали содержания углерода на каждый 0,1% повышает порог хладноломкости на 20 °С. Чем ниже содержание перлита в структуре феррито-перлитных сталей, тем выше их хладостойкость. Поэтому перспективно использование малоперлитных сталей в конструкциях, работающих в условиях низких температур. Одновременно с увеличением содержания углерода ухудшается свариваемость стали.

Влияние примесей и газов. Отрицательное действие на хладноломкость оказывают примеси фосфора и серы, а также растворенные газы (азот, кислород, водород). Растворяясь в феррите, фосфор заметно искажает кристаллическую решетку твердого раствора и повышает температуру перехода в хрупкое состояние. Охрупчивающее влияние фосфора усиливается при обогащении им межзеренных границ благодаря развитию ликвационных процессов. При этом может стать возможным образование включений фосфидной эвтектики, являющихся концентраторами напряжений.

Обогащение фосфором границ аустенитных зерен может также явиться следствием перераспределения примесей из-за неодновременного протекания процессов превращения неравновесных структур. Обратимая отпускная хрупкость

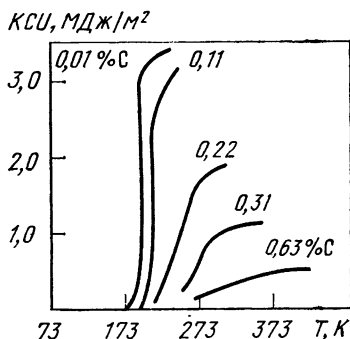


Рис. 50. Влияние содержания углерода на хладноломкость стали

способствует не только абсолютному уменьшению уровня ударной вязкости, но и существенному повышению положения порога хладноломкости [67]. Дополнительное легирование молибденом снижает как склонность стали к отпускной хрупкости, так и критическую температуру хрупкости. Охрупчивающее влияние фосфора возрастает при увеличении содержания углерода более 0,3 %. Повышение содержания фосфора на 0,01 % в литой стали 35Л увеличивает критическую температуру хрупкости на 20 °С.

В отличие от фосфора сера практически нерастворима в феррите и присутствует в стали в виде сульфидов. Сернистые включения могут иметь вид обособленных сульфидов и в виде строчек располагаться по границам зерен. Последний тип включений особенно вреден с точки зрения хладостойкости стали, так как приводит к ослаблению границ зерен и затрудняет пластическую деформацию. Введение марганца в жидкую сталь приводит к образованию сульфида марганца вместо сульфида железа, что несколько уменьшает вредное влияние серы. Однако сульфиды марганца пластичны при температуре горячего деформирования и не улучшают ударную вязкость в направлении, перпендикулярном направлению прокатки.

В работе [68] исследовали влияние содержания серы в пределах от 0,005 до 0,033 % на ударную вязкость образцов с острым надрезом малоperlитной листовой горячекатаной стали, содержащей 0,05 % С, 1,86 % Мп, 0,24 % Мо, 0,07 % Nb. С уменьшением содержания серы возрастают абсолютные значения ударной вязкости в области вязкого разрушения. Переходная температура при снижении содержания серы в отдельных случаях может даже увеличиваться.

Рост сопротивления вязкому разрушению с увеличением содержания серы в виде сульфидов марганца с одновременным некоторым снижением сопротивления хрупкому разрушению называют сульфидным парадоксом. Проявление сульфидного парадокса зависит от уровня прочности и пластичности, а также абсолютной концентрации серы в стали. По данным [69], глубокая десульфурация (ниже 0,007 %) или полная глобуляризация сульфидов в низкоуглеродистых низколегированных трубных сталях повышает сопротивление как вязкому, так и хрупкому разрушению.

Таким образом, серу следует отнести к вредным примесям в сталях, работающих при низких климатических температурах. Увеличение содержания серы в литой стали марки 25Л от 0,02 до 0,05 % более чем в два раза снижает

ударную вязкость при -40°C . Содержание вредных примесей серы и фосфора в сталях для изделий низкотемпературного применения должно быть сведено к минимуму и составлять не более 0,01 % каждого элемента.

Снижение содержания вредных примесей достигается за счет применения внепечного рафинирования стали с помощью жидких шлаков, приготовленных в специальной печи и продвинутой металла в печи аргонном. По данным работы [70], внепечное рафинирование низколегированной трубной стали позволило снизить содержание серы от 0,011—0,016 до 0,004—0,006 % и кислорода от 0,007—0,009 до 0,003—0,004 %. Порог хладноломкости нормализованных листов толщиной 20,5 мм снизился от -29 до -48°C . Экономия от повышения прочности и вязкости стали значительно перекрывает дополнительные расходы на внепечное вакуумирование, объем которых составляет менее 3 % от себестоимости металла.

Действие вредных примесей, особенно серы, может быть существенно ослаблено модифицированием за счет введения в жидкую сталь кальция и редкоземельных металлов (р. з. м.). Модифицирование кальцием способствует снижению концентрации серы, формированию более мелких труднодеформируемых неметаллических включений, имеющих более благоприятную глобулярную форму. Введение кальция в низкоуглеродистую низколегированную толстолистовую сталь позволило как после нормализации, так и после закалки и высокого отпуска получить рост ударной вязкости в 1,5—2 раза на образцах с острым надрезом [71]. Одновременно в модифицированной стали резко уменьшается скорость распространения усталостной трещины, увеличиваются характеристики вязкости разрушения. Неметаллические включения, содержащие кальций, обычно состоят из сульфида кальция и глинозема. Хладостойкость стали 17Г2АФ для труб большого диаметра повышается при микролегировании кальцием [72]. Металл с кальцием отличается более благоприятным расположением дисперсной упрочняющей фазы, благоприятной формой неметаллических включений, меньшей загрязненностью границ зерен. Ударная вязкость такого металла выше на 50—80 %, значительно выше и работа развития трещины.

Оптимальное отношение концентраций кальция и серы $[\text{Ca}]/[\text{S}]$, определенное на стали примерно такого же состава с содержанием углерода 0,16—0,31 %, составило 0,6—0,7 [73]. При таком соотношении кальция и серы в прокатанном металле практически отсутствуют деформированные неме-

таллические включения, ударная вязкость становится максимальной, коэффициент анизотропии ударной вязкости приближается к единице. При увеличении содержания кальция выше этого соотношения растет доля хрупкой составляющей в изломе при низкой температуре.

Введение кальция в стали особенно целесообразно для сварных конструкций ответственного назначения, работающих в условиях Крайнего Севера. Нижний предел содержания кальция обычно составляет 0,001—0,002, верхний предел — до 0,010 %. На хладостойкость низколегированных сталей положительное влияние оказывает введение р. з. м. С помощью микрорентгеноспектральных исследований установлено, что они не входят в состав твердого раствора, не обогащают границ зерен, а полностью находятся в неметаллических включениях глобулярной формы [74]. При растяжении образцов низкоуглеродистой стали без р. з. м. при комнатной и низких температурах трещины обычно появляются на границе неметаллических включений и матрицы. После введения р. з. м. трещины образуются в самих глобулярных включениях, содержащих р. з. м., и релаксируют в матрице [75].

Обычно применяемые на практике небольшие добавки р. з. м., составляющие до 0,15 %, вступают во взаимодействие только с серой и кислородом. Такая концентрация р. з. м. оказывает меньшее влияние на снижение порога хладноломкости. При этом в случае малого содержания серы р. з. м. не оказывают десульфуризирующего влияния, а лишь способствуют глобуляризации сульфидных включений [76]. При увеличении количества вводимых в сталь р. з. м. до 0,4 % возрастает вероятность связывания ими фосфора, мышьяка, сурьмы и др. в неметаллические включения, что уменьшает опасность охрупчивания стали при понижении температуры. При этом достигается более существенное снижение порога хладноломкости и, кроме того, уменьшается склонность стали к обратной отпусковой хрупкости.

Р. з. м. используют для модифицирования низколегированных малоперлитных сталей, применяемых для изготовления металлоконструкций и трубопроводов в полярных районах.

Азот, находясь в твердом растворе в феррите, снижает сопротивление хрупкому разрушению и неблагоприятно сказывается на хладостойкости стали. Его отрицательное влияние уменьшается при введении в сталь небольших количеств сильных нитридообразующих элементов, например ванадия, ниобия, титана, и выделения азота из твердого



раствора в виде нитридов. Вредное влияние кислорода наиболее заметно проявляется в кипящей стали, имеющей критическую температуру хрупкости примерно на 20 °С выше, чем спокойная сталь той же марки. Однако введение достаточных количеств кремния для раскисления приводит к образованию монооксида кремния, также неблагоприятно сказывающейся на хладостойкости. Для снижения критической температуры хрупкости проката целесообразно применять бескремнистое раскисление с введением алюминия до введения ферросилиция. Снижение содержания азота и кислорода достигается применением вакуумирования при выплавке и разливке стали.

Особенно неблагоприятное действие на уровень пластических и вязких свойств при низких температурах оказывает водород, растворенный в стали. Водород в стали находится либо в твердом растворе внедрения в виде атомов или ионов, либо в молекулярной форме. В последнем случае он располагается в порах, иногда называемых коллекторами водорода, причем давление водорода в коллекторах может достигать значительных величин. При повышенных температуре и давлении может иметь место взаимодействие водорода с углеродом с образованием метана. Реакция образования метана протекает преимущественно по границам зерен, что существенно ослабляет связь между ними [77]. Внутреннего давления молекулярного водорода в порах недостаточно для того, чтобы вызвать трещины разрушения в стали. Разрушение развивается в случае миграции водорода в очаг деформации перед растущей трещиной. Перенос водорода осуществляется движущимися дислокациями. Подвижность водорода и его способность легко перемещаться вместе с дислокациями приводит к скоплению водорода в местах концентрации напряжений, на границе включения — матрица, способствующих хрупкому разрушению металла. Стойкость к водородному охрупчиванию может быть повышена, если в структуре стали будет меньше фаз, являющихся ловушками для водорода, и снижен уровень внутренних напряжений [77]. При этом легирование и структура сталей должны обеспечивать высокое сопротивление хрупкому разрушению.

Влияние легирующих элементов. Легирующие элементы оказывают влияние на свойства феррита, положение критических точек в стали, кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Влияние элементов на твердость и ударную вязкость феррита приведено на рис. 51. При содержании марганца более 1 % вязкость феррита начинает падать, но до 1,5 % Mn вяз-

кость не падает ниже значений, наблюдаемых при его полном отсутствии. Увеличение содержания кремния более 0,6 % приводит к резкому снижению ударной вязкости. Оба элемента во всем исследованном диапазоне концентраций значительно повышают твердость феррита. Хром не влияет на твердость феррита, но при содержании до 1 % увеличивает его вязкость. Никель увеличивает и твердость, и ударную вязкость.

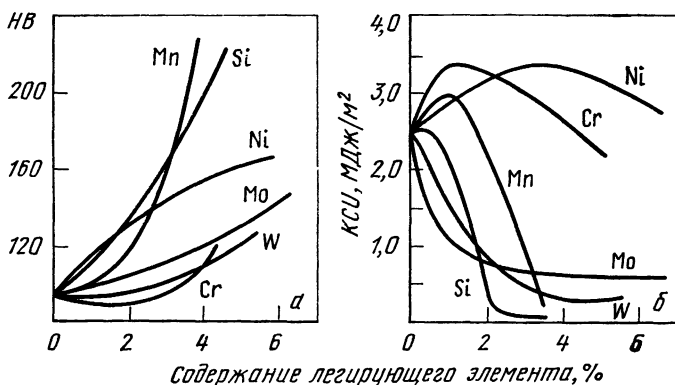


Рис. 51. Влияние легирующих элементов на свойства феррита:
а — твердость; б — ударная вязкость

Легирующие элементы могут изменять соотношение между ферритом и перлитом, измельчать зерно за счет снижения температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (марганец), способствовать дисперсионному твердению (углерод, азот), выводить из раствора атомы внедрения (алюминий). Во избежание игольчатого бейнита содержание марганца и скорость охлаждения должны быть ограничены [78].

Помимо количественного соотношения между перлитом и ферритом, на хладостойкость стали большое влияние оказывает и морфология перлита. Значение имеют межпластинчатое расстояние, точнее эффективная длина линии скольжения в феррите, размер перлитных колоний, расстояние между ними.

При увеличении количества перлита с 3 до 20 % в феррито-перлитных сталях резко уменьшается расстояние между перлитными колониями [79], а их средний размер остается почти постоянным. Повышение доли перлита более 20 % приводит к укрупнению перлитных колоний при незначительном уменьшении расстояния между ними. Предел текучести и временное сопротивление наиболее интен-

сивно растут при изменении содержания перлита от 80 до 100 %, т. е. в интервале существенного сокращения расстояния между перлитными колониями. В интервале от 20 до 80 % перлита прочность незначительно увеличивается за счет укрупнения колоний. Ударная вязкость, определенная на образцах с трещиной, имеет максимальное значение при 15—20 % перлита. В этом случае трещина при своем продвижении огибает перлитные колонии, что повышает энергоемкость разрушения. Укрупнение перлитных колоний при содержании перлита в структуре более 20 % облегчает образование трещин. При этом траектория магистральной трещины проходит через перлитные колонии.

Повышение сопротивления хрупкому разрушению может быть достигнуто сфероидизацией цементитных пластин и созданием в структуре стали зернистого перлита. В сталях с феррито-перлитной структурой это может быть получено при термоциклировании при температурах вблизи критической точки A_1 . Такая структура более благоприятна и для повышения усталостных свойств, хотя при этом и снижается прочность. С точки зрения обрабатываемости стали оптимальной является структура среднепластинчатого перлита. При этом по сравнению с обработкой сталей со структурой грубопластинчатого перлита уменьшается износ режущего инструмента и в отличие от сталей с мелкопластинчатым и зернистым перлитом сохраняется удовлетворительное стружкообразование.

Зернограничное упрочнение описывается прежде всего уравнением Холла—Петча. На рис. 52 [80] показано, что при измельчении зерна растет предел текучести и одновременно снижается температура перехода в хрупкое состояние. Увеличение средних размеров зерен от 15 до 50 мкм за счет изменения режима аустенитизации и скорости охлаждения приводит к повышению критической температуры хрупкости на 60 °С и снижению максимальной ударной вязкости на 0,4—0,5 МДж/м².

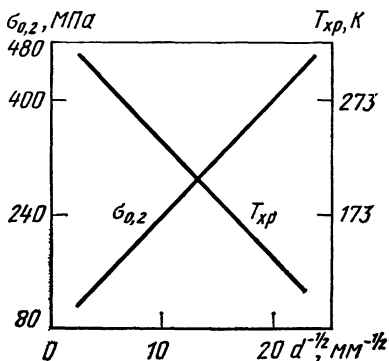


Рис. 52. Влияние размера зерна феррита на $\sigma_{0,2}$ и T_{xp} стали, содержащей 0,1 % С; 0,5 % Мn; 0,2 % Si; 0,006 % N

Для низколегированных сталей 09Г2С и 10Г2С1 критическая температура хрупкости снижается по линейному закону при уменьшении размера зерна [81]. Для повышения сопротивления хрупкому разрушению следует уменьшить размер зерна d и расстояние между частицами второй фазы λ . В широком диапазоне размеров частиц второй фазы эта тенденция сохраняется, а одновременное повышение прочности и пластичности достигается при $d=\lambda$ [82]. В связи с этим можно предположить, что существует некоторый оптимальный размер зерна и что измельчать зерно в стали следует в некоторых случаях до определенных пределов, определяемых соотношением d и λ .

В некоторых моделях [83] одновременно учитывается влияние размера зерна d и размера карбидов c , способствующих зернограницному охрупчиванию, на критическое напряжение скола σ_f :

$$\sigma_f = [k^2 d / 4c^2 + 8GY / \pi (1 - \nu) c]^{1/2} - kd^{1/2} 2c,$$

где k — коэффициент в уравнении Холла—Петча для случая одноосного растяжения; Y — поверхностная энергия, ν — коэффициент Пуассона.

Для высокопрочных низколегированных сталей, согласно уравнению Мэлкина и Тетельмана: $K_{Ic} = 0,13\sigma_{0,2} \times [\exp(\sigma_f/\sigma_{0,2} - 1) - 1]^{1/2}$.

Микролегирование сильными карбонитридообразующими элементами позволяет увеличить прочность сталей при одновременном повышении сопротивления хрупкому разрушению. С этой целью используют металлы IV и V групп (ванадий, ниобий, титан, цирконий), которые являются сильными карбидо- и нитридообразующими элементами. Титан и цирконий имеют также высокое сродство к кислороду и сере. Общим для всех этих металлов является большая стабильность нитридов по сравнению с карбидами.

Кинетика растворения и последовательного выделения при охлаждении карбонитридов ванадия и ниобия существенно различна. Растворение соединений ниобия начинается при температурах более 650 °С, при 750 °С растворенное количество карбонитридов ниобия составляет 70—75 % от общего содержания, при 900—1000 °С — около 90 %. Полное растворение карбонитридов ниобия заканчивается лишь при температурах более 1000 °С. Количество растворенных карбонитридов ванадия увеличивается в интервале 600—700 °С и достигает максимума при 750 °С. Полное растворение карбонитридов ванадия заканчивается при 800—900 °С.

Наиболее эффективное упрочнение низкоуглеродистых сталей происходит при введении до 0,05 % Nb. Дальнейшее увеличение содержания ниобия до 0,4 % заметно не сказывается на прочности. Ударная вязкость стали особенно значительно растет при добавке до 0,15 % Nb. В работе [84] методом фазового анализа установлено, что ниобий в малоуглеродистой и низколегированной стали связывает углерод в карбиды NbC и удаляет его из твердого раствора. Наиболее интенсивное уменьшение содержания углерода в твердом растворе наблюдается при введении в сталь 0,05—0,10 % Nb. При дальнейшем повышении концентрации ниобия количество растворенного в феррите углерода снижается в меньшей степени. При соотношении Nb/C = 1,5:1 углерод полностью связан в карбиды. Рост ударной вязкости связан с уменьшением содержания углерода в феррите.

Ниобий действует более эффективно, чем ванадий. Целесообразность использования ванадия обусловлена имеющимся в промышленности опытом выплавки ванадийсодержащих сталей с использованием феррованадия, различных лигатур и других недефицитных ванадийсодержащих материалов [85], а также различиями в кинетике растворения при нагреве и выделении при последующем охлаждении стали карбонитридов ванадия и ниобия. Дисперсионное твердение за счет карбонитридов ванадия достигается при температурах нормализации 900—950 °C, в то время как для ниобийсодержащих сталей необходим нагрев около 1100 °C, что не всегда возможно.

Для микролегирования целесообразно использование комбинации элементов. Так, при совместном использовании ванадия и алюминия ванадий обеспечивает зернограничное упрочнение по механизму дисперсионного твердения, а алюминий способствует измельчению аустенитного зерна и препятствует его росту при нагреве. Дополнительное введение вместе с ванадием и алюминием титана дает положительный эффект за счет смещения начала образования нитридов алюминия в более низкотемпературную область и предотвращения выделения пленочных нитридов алюминия.

Нецелесообразно использование таких комбинаций, как Nb—Al или V—Zr. В первом случае эффект снижается из-за одинаковой кинетики связывания азота с этими элементами и растворения их нитридов. Во втором случае цирконий связывает почти весь азот в нитриды циркония, что существенно уменьшает эффект дисперсионного твердения карбонитридами ванадия.

Основными факторами упрочнения низколегированных сталей являются легирование феррита (25—45 %), субграницное или зернограницное упрочнение (30—40 %), упрочнение дисперсными частицами (около 20 %). Другие факторы, в том числе и доля перлита в структуре, менее существенны.

В общем виде оценка упрочнения стали на основе аддитивного вклада отдельных механизмов в повышение предела прочности феррито-перлитных сталей осуществляется по уравнению $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\phi} + \Delta\sigma_{\text{п}} + \Delta\sigma_{\text{з}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{д.ч}}$.

Здесь учитывается напряжение трения при движении дислокаций внутри зерен σ_0 , упрочнение за счет легирования феррита $\Delta\sigma_{\phi}$, доля перлита в структуре $\Delta\sigma_{\text{п}}$, зернограницное упрочнение $\Delta\sigma_{\text{з}}$, плотность дислокаций $\sigma_{\text{д}}$, вклад в упрочнение дисперсными частицами (карбонитридами) $\Delta\sigma_{\text{д.ч}}$. В работе [86] приводится подобное выражение для температуры перехода в хрупкое состояние: $T_{\text{кр}} = T_0 + (4...6) \Delta\sigma_{\phi} + 9\Delta\sigma_{\text{т}} + 4\Delta\sigma_{\text{д}} + 3\Delta\sigma_{\text{д.ч}} - 7\Delta\sigma_{\text{з}}$.

Из этого уравнения следует, что для повышения хладостойкости следует прежде всего уменьшать количество перлита в структуре и измельчать зерно.

В [82] разделяется вклад в упрочнение, вносимый деформируемыми частицами. Может быть учтено также влияние комплексов, например, перлитных колоний: $\sigma_{0,2} = f_{\phi}^{0,33} \sigma_{\phi} + (1 - f_{\phi}^{0,33}) \sigma_{\text{т}}$..., где f_{ϕ} — объемная доля феррита; σ_{ϕ} — предел текучести феррита; $\sigma_{\text{т}}$ — предел текучести перлита.

Таким образом, концепцию разработки низколегированных сталей повышенной прочности можно считать достаточно полной.

2. ДЕФОРМИРУЕМЫЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СВАРИВАЕМЫЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

Низколегированные хладостойкие стали для сварных конструкций должны наряду с высокой прочностью обладать высокой пластичностью и вязкостью, хорошо свариваться как в цеховых, так и в полевых условиях. Для легирования таких сталей обычно используют до 2 % Mn и до 0,8 % Si. Их введение упрочняет ферритную матрицу благодаря образованию твердого раствора замещения, при этом предел текучести возрастает от 230—250 до 370 МПа.

Эти принципы можно использовать при создании хладостойких низколегированных деформируемых и литых

сталей с необходимой прочностью и хладостойкостью. Кроме предела текучести необходимо также уделять внимание временному сопротивлению. Желательно, чтобы в процессе циклического нагружения сталь была деформационно упрочняемой. Показатель деформационного упрочнения является важным параметром, определяющим усталостную долговечность. Для этого надо иметь отношение временного сопротивления к пределу текучести $\sigma_b/\sigma_{0,2}$ более 1,4. Известно [87], что при величине этого соотношения 1,2 материалы разупрочняются, а при $1,2 \leq \sigma_b/\sigma_{0,2} \leq 1,4$ могут как упрочняться, так и разупрочняться. Усталостное разрушение циклически разупрочняющихся материалов начинается не у концентраторов, вызванных рельефом поверхности, а у концентраторов, существующих в самом материале, например, у неметаллических включений. При определении нижнего предела содержания в стали углерода следует учитывать уменьшение отношения $\sigma_b/\sigma_{0,2}$.

Переход из вязкого состояния в хрупкое в конструкционных сталях существенно не изменяет температурной зависимости усталостных характеристик металла σ_{-1} , $\sigma_{-1к}$, σ_{-1}/σ_b , q , k_σ . Эти зависимости аналогично $\sigma_{0,2}$ сохраняют монотонный характер изменения с понижением температуры в сторону увеличения.

В хрупко-вязком переходе происходит резкое снижение относительной длительности развития микротрещины $N_{р.т}/N_p$ от напряжений, соответствующих долговечности примерно 10^4 циклов, до предела выносливости. Однако, особенностью является то, что при постоянной амплитуде напряжений большей долговечности образца соответствует большая абсолютная длительность развития трещины несмотря на уменьшение относительной длительности [88].

При жестких условиях нагружения, т. е. при малоцикловой усталости, долговечность определяется сопротивлением росту трещины [89]. Очевидно, влияние структурных параметров в этом случае важно в связи с необходимостью повышения вязкости разрушения. При легировании этими элементами должно быть снижено содержание углерода для предотвращения в зоне термического влияния сварки хрупких структур мартенситного типа.

Широкое распространение в отечественном машиностроении получила низколегированная конструкционная сталь 09Г2С, а также ее модификации 10Г2С, 10Г2СД и др. Сталь 09Г2С применяют для изготовления обечаек, днищ, фланцев и других элементов емкостей и конструкций. В термически улучшенном состоянии (закалка с последующим

высоким отпуском) со структурой мелкодисперсного сорбита эта сталь может использоваться в ответственных конструкциях с температурой стенки -40°C . До толщин 60 мм сталь хорошо сваривается всеми видами сварки. В толщинах от 20 до 30 мм при комнатной температуре сталь 09Г2С имеет следующие гарантированные свойства (ГОСТ 19282—73): $\sigma_{\text{в}}=470$ МПа, $\sigma_{0,2}=310$ МПа, $\delta=21\%$, $KCU=0,6$ МДж/м².

Сталь 10Г2СД в горячекатаном состоянии с конца 40-х годов применяют для изготовления электросварных труб диаметром 530 мм для магистральных газопроводов. Из-за ее сравнительно невысокой прочности начиная с середины 60-х годов для экспандированных газопроводных труб диаметром до 1220 мм используют сталь 17Г1С (17ГС) в нормализованном состоянии. Сталь имеет $\sigma_{\text{в}}=520$ МПа, $\sigma_{0,2}=360$ МПа и гарантированную ударную вязкость $KCU \geq 0,4$ МДж/м² [90] (при -40°C).

Дальнейшее повышение прочности сталей за счет увеличения содержания углерода или марганца (хрома) нецелесообразно из-за неизбежного ухудшения их вязкости и свариваемости. Введение микролегирующих добавок ванадия, ниобия и азота позволяет повысить прочность при хорошей свариваемости. В сталях типа 14Г2САФ, 16Г2САФ, 15Г2САФР высокая прочность достигается за счет измельчения зерна и дисперсионного твердения. Гарантированные значения предела текучести при $+20^{\circ}\text{C}$ составляют более 450 МПа, временного сопротивления — более 600 МПа. Ударная вязкость на образцах первого типа составляет при $+20^{\circ}\text{C}$ не менее 1,0—1,2 МДж/м², при -60°C 0,6 МДж/м².

Конструкционная низколегированная феррито-перлитная сталь 14Г2САФ рекомендуется для изготовления сварных обечаек, днищ, фланцев и других элементов сосудов и аппаратов, работающих под давлением при $(-50) \div (+400)^{\circ}\text{C}$. Исследования листового проката толщиной 12 и 16 мм показывают, что нормализация от $920-940^{\circ}\text{C}$ несколько повышает прочностные свойства и ударную вязкость стали по сравнению с горячекатаным прокатом, хотя анизотропия свойств сохраняется. Так, при 233 К относительное сужение равно 70 и 55 % для продольных и поперечных образцов, а ударная вязкость 1,8 и 0,8 МДж/м² соответственно. Микрофрактографический анализ изломов ударных образцов показывает полностью отсутствие фасеток скола при 293 К, с понижением температуры до 220 К фасетки скола появляются, хотя преобладающим является вязкий характер разрушения.

Повышение относительно невысоких значений ударной вязкости при 220 К ($KCU \geq 0,4$ МДж/м²) достигается при отпуске. Охлаждение после отпуска необходимо проводить достаточно быстро, так как медленное охлаждение ведет к охрупчиванию металла. Так, после охлаждения с печью KCV при 213 К составляет 0,5 МДж/м² по сравнению с 0,9 МДж/м² после охлаждения на воздухе. Полученные В. А. Стрижало данные по малоцикловой усталости на стали близкого химического состава показывают, что предел выносливости на базе $2 \cdot 10^4$ циклов при одноосном пульсирующем растяжении при 293К составляет 440 МПа и повышается с понижением температуры, достигая при 213 К $\sigma_0 = 480$ МПа. Сварку сталей этого класса необходимо осуществлять с присадкой легированной сварочной проволоки. При автоматической сварке удовлетворительные результаты дает применение проволоки Св-08ХМ в сочетании с флюсами АН-47 и АН-348А. Ручная сварка электродами УОНИ 13/55 на постоянном токе обратной полярности в случае механической разделки свариваемых кромок и механического удаления корня шва обеспечивает удовлетворительную прочность и вязкость (табл. 11). Чувствитель-

Таблица 11. Механические свойства сварных соединений стали 14Г2АФ

T, K	σ_B^{CB}	σ_B^{CB*}	KCU	KCV	KCU	KCV
	МПа		ШОВ		ЗОНА СПЛАВЛЕНИЯ	
			МДж/м²			

Автоматическая сварка, проволока Св-08ХМ, флюс АН-47

293	630	650	0,95	—	—	—
233	—	—	0,77	0,21	0,49	0,33
213	670	680	0,37	0,13	0,47	0,24

Автоматическая сварка, проволока Св-08ХМ, флюс АН-348

293	610	615	0,76	—	—	—
233	—	—	0,48	0,24	0,85	0,34
213	640	645	0,35	0,24	0,50	0,22

Ручная сварка, электроды УОНИ 13/55, скос двух кромок; выборка корня шва

293	615	620	1,37	—	—	—
233	—	—	0,87	0,70	—	—
213	—	660	0,80	0,21	0,42	0,37

* — прочность при снятом усилении шва.

ность стали к усилению шва как технологическому концентратору напряжений практически отсутствует, что видно из сравнения прочности сварного соединения с усилением и без него.

Для оценки минимальной температуры эксплуатации принимали ударную вязкость $KCU \geq 0,4$ или $0,2$ МДж/м², что соответствует 50 % вязкой составляющей в изломе ударного образца. Сварные соединения, выполненные автоматической сваркой под флюсом АН 348А и ручной сваркой, могут эксплуатироваться до 223 К. В случае испытания на растяжение разнородного сварного соединения сталей 14Г2АФ+09Г2С, выполненного с применением указанных выше сварочных материалов, разрушение происходит по стали 09Г2С. Изготовление горячештампованных днищ из сварных заготовок не вызывает затруднений: в случае температурного интервала деформации 1050—850 °С трещин в сварных швах при проверке рентгеном не обнаруживается. Относительно невысокая цена стали 14Г2АФ обеспечивает снижение стоимости изделий на 5 % при одновременном снижении металлоемкости на 15 % по сравнению со сталью 09Г2С.

Дальнейшее улучшение свариваемости сталей, легированных микродобавками ниобия и ванадия, достигается дополнительным уменьшением содержания углерода до 0,10 %. Малоperlитные стали типа 07Г2ФБ после контролируемой прокатки обеспечивают предел текучести более 420 МПа при удовлетворительной пластичности и вязкости.

Контролируемая прокатка, являющаяся разновидностью термомеханической обработки, позволяет существенно повысить вязкость металла. При контролируемой прокатке снижают температуру нагрева металла, строго регламентируют степень обжатия на последних стадиях деформации, проводимых при более низкой температуре. Эффект контролируемой прокатки возрастает при микролегировании стали ванадием и ниобием.

Известны низколегированные стали типа 07Г2С с 0,05 % Nb и 0,2 % Ti для арктического применения с повышенным содержанием меди до 1,2 % для дисперсионного упрочнения и улучшения стойкости к атмосферной коррозии, а также никеля до 0,6 % для компенсации ухудшения горячей пластичности от меди [91]. Слитки этой стали после нагрева при 1250 °С подвергали контролируемой прокатке, причем температура последних проходов составляла 870—680 °С, обжатие 33 %. Применяли прерванную закалку — охлаждение от 840 до 700 °С в воде, затем на

воздухе. После высокого отпуска сталь имела структуру мелкозернистого феррита с дисперсными выделениями со следующими механическими свойствами: $\sigma_B = 660$ МПа, $\sigma_{0,2} = 485$ МПа, $\delta = 40$ %, $\psi = 77$ %, $T_{xp} = -65$ °С.

Для кузовов автомобилей, работающих в условиях Крайнего Севера, применяют низкоуглеродистую свариваемую сталь 03Г4АФ, содержащую до 0,04 % С, 4 % Мп, 0,15 % V, 0,02 % N. Сталь 03Г4АФ заменяет более дорогую молибденовую сталь 14Х2ГМ и после воздушной закалки и высокого отпуска имеет близкие значения прочности. Ударная вязкость стали 03Г4АФ до -40 °С сохраняет высокие значения [92]. Высокая способность стали 03Г4АФ к деформационному упрочнению способствует получению более высокой износостойкости по сравнению со сталью 14Х2ГМ.

Для магистральных трубопроводов северного исполнения в США и Канаде применяют ряд высокопрочных свариваемых Мп—Мо—Nb сталей с микроструктурой игольчатого феррита, содержащих 0,06 % С, 1,6—2,2 % Мп, 0,25—0,40 % Мо, 0,04—0,10 % Nb, $\leq 0,01$ N [93]. Неравноосный игольчатый феррит имеет сильно развитую субструктуру. Структура игольчатого феррита выгодно отличается от бейнитных структур отсутствием сетки границ зерен остаточного аустенита и лучшей ударной вязкостью. Упрочнение стали выделениями Nb (С, N) происходит при ее охлаждении после прокатки и в процессе старения горячекатаной стали при 575—650 °С. После прокатки и охлаждения на воздухе предел текучести стали (Мп—Мо—Nb) составляет 470—540 МПа. Дополнительное выделение карбонитридов ниобия и отпуск мартенсита увеличивают предел текучести на 70—140 МПа. При толщине стенки 20 мм T_{90} при испытаниях по Шарпи составляет -50 °С.

По сравнению с феррито-перлитными сталями сталь со структурой игольчатого феррита характеризует более равномерная пластическая деформация и деформационное упрочнение при формовке труб из листа. Поэтому Мп—Мо—Nb стали при изготовлении труб упрочняются, в то время как у сталей с феррито-перлитной структурой наблюдается снижение прочности в процессе изготовления труб.

В табл. 12 приведены средние свойства экспандированных прямошовных и спиральношовных труб из Мп—Мо—Nb феррито-перлитных сталей, производимых фирмой «Италсидер» [93].

Сравнение свойств показывает преимущество сталей со структурой игольчатого феррита. Сталь 12Г2МФТ при-

Таблица 12. Механические свойства феррито-перлитных сталей и сталей со структурой игольчатого феррита

Тип стали	Структура	Толщина стенки, мм	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	При испытании T_{90} , °C	
			МПа			по Шар-пи	падающим грузом
Стали с Nb	Феррит + пер-лит	15	600	460	34	—35	—25
		20	580	440	34	—25	—15
		30	570	430	34	—10	—
Стали с Nb и V	Феррит + пер-лит	15	62	48	33	—25	—15
		20	60	46	33	—10	—15
		30	59	45	33	0	—
Стали с Nb и Mo	Игольчатый феррит	15	65	54	36	—60	—45
		20	64	51	36	—50	—35
		30	63	49	36	—30	—

Примечание. Стали с Nb содержали 0,12—0,16 % C, 1,30—1,65 % Mn, 0,03—0,05 % Nb; стали с Nb и V — 0,10—0,16 % C, 1,30—1,65 % Mn, 0,03—0,04 % Nb, 0,06—0,08 % V; стали с Nb и Mo — 0,04—0,08 % C, 1,45—1,85 % Mn, 0,045—0,055 % Nb, 0,2—0,4 % Mo, углеродистые эквиваленты 0,38—0,43, 0,39—0,44; 0,38—0,42 соответственно.

меняют для железнодорожных мостов северного исполнения взамен стали 10ХСНД. Прокат из стали 12Г2МФТ характеризуется не только более высокой прочностью, но и большими значениями характеристик вязкости разрушения в широком температурном диапазоне в толщинах до 40 мм [94]. Ударная вязкость при низких температурах, особенно в поперечном направлении листа, может быть повышена уменьшением содержания вредных примесей. По данным ВНИИ по строительству магистральных трубопроводов, содержание серы и фосфора должно быть менее 0,008 %. С целью получения низкого содержания серы в стали проводят десульфурацию чугуна вдуванием соединения кальция, обработку стали в ковше синтетическими шлаками, введением добавок р. з. м. Добавки вводят в сталеразливочный ковш методом «выстреливания» с помощью специального устройства. Соотношение содержания церия и серы в готовой стали, равное 2:1, обеспечивает перевод сульфидов в глобулярную форму и увеличение ударной вязкости [95].

3. ЛИТЕЙНЫЕ ХЛАДОСТОЙКИЕ СТАЛИ

Доля стальных литых деталей в общей массе машин составляет 20—40 %. Из этого количества около 70 % стальных отливок изготавливают из обычных углеродистых сталей

марок 20Л—45Л с низкими механическими и эксплуатационными свойствами, особенно при низких температурах. Это приводит к неоправданному завышению массы машин, увеличивает расход запасных частей и снижает эффективность использования техники.

Хладостойкость одних и тех же марок стали в литом состоянии ниже, чем в деформированном. Хладостойкость литых сталей значительно труднее обеспечить, так как выделяющиеся по границам кристаллитов оксиды SiO_2 , Al_2O_3 и другие тугоплавкие соединения образуют устойчивые тонкие хрупкие межкристаллитные пленки, по которым хрупкие трещины распространяются значительно легче, чем по основному металлу. Обработка давлением разрушает пленочные выделения тугоплавких соединений, превращая их в сравнительно безвредные компактные частицы, в меньшей степени охрупчивающие металл. Литые стали обычно имеют более крупное зерно по сравнению с горячедеформированными и его измельчение тяжелее осуществить. К массивным литым деталям сложнее применить термическую операцию улучшения, их термообработка обычно ограничивается нормализацией.

Из зарубежных стран наибольшее количество стального литья для условий климатического холода изготавливается в США, имеющих значительную часть территории в Арктике (Аляска, Алеутские острова), а также поставляющих стальные полуфабрикаты в Канаду и другие арктические и антарктические районы. Стандарт США (ASTM 352—74) распространяется на стальные отливки, работающие при низких температурах. Отливки разделены на восемь градаций по химическому составу и минимальной рабочей температуре. Стандарт содержит предельные значения механических характеристик и условия их определения, а также рекомендации по термической обработке. Минимальная рабочая температура, до которой может использоваться углеродистая сталь, составляет 230К. При необходимости охлаждения до 220 К в сталь вводится 0,5 % Мо. При охлаждении до 200 К сталь легируют 3 % Ni, 1,5 % Cr и 0,5 % Мо. Механические свойства определяют при испытаниях на растяжение и ударный изгиб образцов с острым надрезом. Испытания падающим грузом для определения температуры потери пластичности необязательны и проводятся только по соглашению с заказчиком.

Стандарты США широко используются и в других зарубежных странах, но имеются и национальные стандарты на хладостойкое стальное литье. Японский стандарт JISG

5152—69 предусматривает использование литых сталей четырех классов: один содержит углеродистые марки стали, используемые при охлаждении до 230К, а три другие — легированные. До 220К применяют стали, легированные 0,5 % Мо, до 200 К — стали, легированные 2—3 % Ni, и до 170 К — легированные 3—4 % Ni. Стандартом также задаются допускаемые значения механических характеристик при испытании на растяжение и удар образцов с острым надрезом. Для выявления дефектов рекомендуется проведение гидростатических испытаний, рентгеновского, ультразвукового и магнитного контроля, а также усталостных испытаний.

Французский стандарт для хладостойких стальных отливок 32053—74 предусматривает семь групп литья в зависимости от химического состава и рабочей температуры. Отливки из углеродистой стали рекомендуется использовать при температуре не ниже 240К, при охлаждении до 210К применяются стали, содержащие 0,5 % Мо и 2 % Ni. Содержание углерода должно быть снижено при специальных требованиях к хорошей свариваемости.

Британский стандарт BS 1504—76 предусматривает для хладостойкого литья, работающего при температурах до 220 К, сталь с 0,5 % Мо. При охлаждении до 210 К рекомендованы стали, легированные 3 % Ni. Согласно стандарту Австралии, для этих температур содержание никеля еще выше и составляет 3—4 %. При испытании ударных образцов с острым надрезом минимальная работа разрушения должна быть не менее 0,2 МДж.

В СССР требования к хладостойким литейным сталям регламентированы ГОСТ 21357—75 «Отлиски из хладостойкой и износостойкой стали».

Наиболее интересным вариантом легирования является микролегирование литых сталей ванадием, ниобием и редкоземельными элементами. Они прочно связывают примеси вредных элементов, уменьшая их концентрацию в твердом растворе, и образуют тонкодисперсные карбонитриды, упрочняющие сталь и действующие как модифицирующие добавки, измельчая крупное литое зерно.

Важным является снижение концентрации серы и фосфора, а также ограничение содержания углерода, повышающие пластичность и уменьшающие опасность охрупчивания. При комплексном раскислении литой стали целесообразно использование металлического кальция. Благодаря высокой восстановительной способности кальций хорошо раскисляет металл, а оксид кальция переводит тугоплавкие

окислы SiO_2 и Al_2O_3 в легкоплавкие соединения, образующие при первичной кристаллизации не пленочные, а глобулярные неметаллические включения.

Для литых деталей рамы трактора вместо стали 20Л использована малоперлитная сталь 12ХГФЛ, легированная микродобавками ванадия в количестве 0,06—0,15 % [96]. Сталь после нормализации (920—930 °С, выдержка 4 ч) имеет мелкозернистую феррито-перлитную структуру. По сравнению со сталью 20Л сталь 12ХГФЛ имеет более мелкозернистое строение, что связано с влиянием карбонитридов ванадия. Средние значения механических свойств при комнатной температуре составляют: $\sigma_{0,2}=440$ МПа, $\sigma_b=540$ МПа, $\delta=25$ %, $\psi=45$ %, $KCU=0,97$ МДж/м², при 210 К $KCU=0,42$ МДж/м². В изломах ударных образцов до 210 К сохраняется заметная утяжка, что свидетельствует о макропластической деформации образца. На рис. 53 приведены сериальные кривые сталей 12ХГФЛ и 20Л. Значения ударной вязкости и при 210 К сохраняются на достаточно высоком уровне (в 3—4 раза выше, чем у стали 20Л). Работа развития трещины стали 12ХГФЛ составляет при 210 К 0,33 МДж/м².

С целью снижения влияния вредных примесей применена обработка жидкого металла в ковше кальцебариевой лигатурой. Это позволило снизить содержание серы и фосфора на 12—17 %, а содержание кислорода в 1,6 раза. Модифицирование кальцебариевой лигатурой способствовало образованию оксидосульфидных глобулярных включений и равномерному их распределению в объеме металла, уменьшился брак литья по горячим трещинам, что дополнительно повысило надежность литых деталей при низких климатических температурах.

4. СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ

Наряду с низколегированными сталями при низких температурах для несварных деталей широко используют среднелегированные хромоникелевые конструкционные стали с добавками вольфрама, молибдена, ванадия. К ним отно-

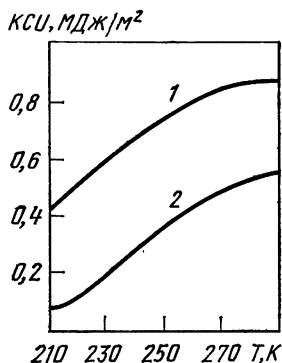


Рис. 53. Сериальные кривые ударной вязкости литых сталей 12ХГФЛ (1) и 20Л (2)

сятся стали типа 30ХН2МФА, 38ХНЗМА, 38ХНЗМФА, 18Х2Н4МА (18Х2Н4ВА), 12ХНЗМА, содержащие 0,1—0,4 % С и от 1,5 до 4 % Ni. Для повышения вязкости при низких температурах стали подвергают термообработке, состоящей из закалки и высокого отпуска. Структура сталей после операции улучшения представляет собой дисперсный сорбит. Сталь 12ХНЗМА применяют для цементуемых и цианируемых деталей, где требуется повышенная прочность, поверхностная твердость в сочетании с вязкой сердцевиной. Из нее изготавливают также корпуса клапанов, цилиндры поршневых детандеров, детали арматуры и насосов. Сталь 18Х2Н4МА применяют для изготовления ответственных высоконагруженных деталей, работающих при статических, циклических и динамических нагрузках с температурой эксплуатации 200—670 К (шпилек, подвесок, осей, валов турбодетандеров и др.). В табл. 13 приведены механические свойства сталей этого класса [97].

Таблица 13. Механические свойства сталей 30ХН2МФА, 38ХНЗМА и 18Х2Н4ВА

Марка стали	Режим термической обработки	Т, К	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	КСУ
			МПа		%		МДж/м²
30ХН2МФА	Закалка, 860 °С, масло + отпуск, 680 °С, 1,5 ч, воздух	293	890	680	16	58	1,4
		77	1300	1100	20	51	0,3
38ХН3МА	Закалка, 860 °С, масло + отпуск, 650 °С, 2 ч, воздух	293	900	740	24	66	1,5
		77	1300	1130	23	45	0,5
	Закалка, 860 °С, масло + отпуск, 180 °С, 2 ч воз- дух	293	1380	1180	15	67	1,1
		77	1670	1580	18	56	0,4
18Х2Н4ВА	Закалка, 860 °С, масло + отпуск, 560 °С, 2 ч воз- дух	293	840	780	17	69	1,2
		77	1390	1280	20	58	0,4
	Закалка, 860 °С, масло + отпуск, 650 °С, 2 ч, воздух	293	900	670	21	67	1,6
		77	1230	1030	26	56	0,6

Оценка статической прочности стали 30ХН2МФА, проведенная на прутковом металле диаметром 20—60 мм, показывает (табл. 13), что после закалки с 860 °С в масло и отпуска при 680 °С в течение 1,5 ч с охлаждением на воздухе сталь сохраняет высокую пластичность до 77 К ($\psi \geq 50\%$). При этом величина ударной вязкости превышает 0,3 МДж/м². При наличии концентратора в виде над-

Т а б л и ц а 14. Механические свойства образцов с концентратором

Марка стали	T, К	σ_{B-K} МПа	ψ_K , %	σ_{B-K}/σ_B	ψ_K/ψ
30ХН2МФА	293	1340	19	1,5	0,29
	77	1920	9	1,48	0,16
38ХН3МА	293	1320	18	1,45	0,27
	77	1790	4	1,33	0,09
18Х2Н4ВА	293	1180	33	1,27	0,48
	77	1610	9	1,26	0,16

реза на круглом образце диаметром 7 мм, глубиной 1 мм и радиусом 0,15 мм (теоретический коэффициент концентрации $K_T=4$) сохраняется пластичность при 77 К: $\psi_K=9\%$ (табл. 14).

В стали 38ХН3МА по сравнению со сталью 30ХН2МФА при большем содержании никеля заметно выше содержание углерода, что и приводит к менее благоприятному влиянию надреза на пластичность $\psi_K^{77}=4\%$. При прочих равных условиях температурный уровень применения стали 38ХН3МА должен быть выше, чем для сталей 30ХН2МФА и 18Х2Н4ВА. Наибольшую пластичность при низких температурах имеет сталь 18Х2Н4ВА. Следует отметить, что низкотемпературный отпуск, обеспечивая высокий уровень твердости ($HRC \geq 40$), вызывает необходимость применения инструмента с повышенными режущими свойствами, поэтому на практике такой режим применяется относительно редко. Отпуск при 560 °С, обеспечивая высокие значения ударной вязкости при температурах 293 К, дает часто большой разброс по ударной вязкости при 77 К. В связи с этим предпочтителен отпуск при 620—650 °С в случае эксплуатации детали при температурах до 77 К.

Данные по гладким образцам, с одним кольцевым надрезом, с нарезанной резьбой по всей длине, а также по имитаторам шпилек (рис. 54) приведены в табл. 15 (в знаменателе приведены результаты испытаний образцов с перекосом 5°).

Для сравнения удлинения резьбовых образцов и шпилек при разрушении определяли по диаграмме испытательной машины их полное удлинение Δ , имея в виду, что общая рабочая длина образцов, включая высоту ввинчивания, во всех случаях была равна 50 мм. Профиль надреза и резьбы проверяли до и после испытаний.

Анализ данных, приведенных в табл. 15, показывает, что сталь 38ХНЗМА имеет малую пластичность при деформации в жидком азоте в случае наличия резьбы (резьбовой образец и шпилька). При этом четко просматривается отрицательное влияние перекоса. В случае перехода к изготовлению образца шпильки с центральной проточкой, когда действие концентраторов сведено к минимуму, металл име-

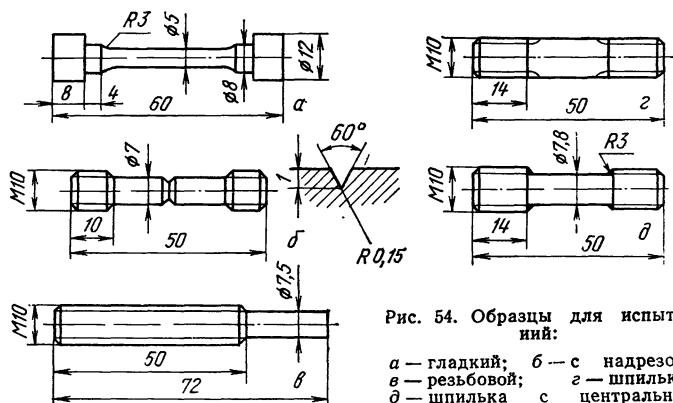


Рис. 54. Образцы для испытаний:
а — гладкий; б — с надрезом;
в — резьбовой; г — шпилька;
д — шпилька с центральной
проточенной частью

Таблица 15. Прочность и пластичность образцов из конструкционных сталей 38ХНЗМА и 18Х2Н4ВА при 293 и 77К с различными концентраторами напряжений

Тип образца	$\sigma_{В, К}$, МПа		ψ_K , %		Δ , мм	
	293К	77К	293К	77К	293К	77К
38ХНЗМА						
С надрезом	1350	1880	17	7	—	—
Резьбовой	1090/1110	1390/1320	36/32	6/6	5,5/5,2	1,2/0,3
Шпилька	1090/1090	1430/1360	31/28	7/5	3,0/2,8	0,6/0,1
Шпилька с центральной проточкой	950/980	1340/1360	64/64	49/50	5,0/5,0	4,2/4,2
18Х2Н4ВА						
С надрезом	1180	1610	33	9	—	—
Резьбовой	1020/1010	1430/1420	47/48	15/12	6,2/6,2	4,1/3,8
Шпилька	1120/1140	1520/1520	40/33	10/3	3,5/3,5	1,0/0,8
Шпилька с центральной проточкой	910/910	1290/1300	72/72	57/58	7,0/7,0	7,1/7,2

ет удовлетворительную пластичность. При наличии такой проточки разрушающая нагрузка снизилась на 20 % при росте относительного сужения вдвое при 293 К и в шесть раз при 77 К.

Сталь 38ХНЗМА в термически обработанном состоянии может быть рекомендована к применению при температурах до 170 К. Сталь 18Х2Н4ВА даже при неблагоприятной форме крепежа обладает при 77 К удовлетворительной пластичностью и мало чувствительна к перекоосу. Однако для ответственных шпилек целесообразно применять проточку центральной зоны до диаметра, меньшего на 0,3—0,5 мм внутреннего диаметра резьбы. В случае применения прутка для деталей диаметром более 60 мм минимальная температура применения стали должна быть повышена. Анализ поведения стали 18Х2Н4ВА в случае ее эксплуатации в жидком азоте не выявил отрицательного влияния длительного нагружения (в опытах от 250 до 1500 ч) на механические свойства; остаточная деформация не превышала 0,02 %. Оценка релаксационной стойкости стали 18Х2Н4ВА при выдержке в жидком азоте под напряжением 450 и 320 МПа продолжительностью до 450 ч показала, что в первые часы напряжение падает до 420 и 300 МПа соответственно, оставаясь далее неизменными в течение эксперимента.

5. МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИЕ СТАЛИ

Отличительной особенностью мартенситно-стареющих сталей является получение при закалке практически безуглеродистого мартенсита и его последующее старение при температуре около 500 °С, сопровождающееся выделением интерметаллидных фаз, что обеспечивает сочетание высоких прочностных свойств с достаточной пластичностью и вязкостью. После термообработки их временное сопротивление при комнатной температуре составляет не более 1800 МПа, предел текучести 1500 МПа при относительном сужении 40 % и ударной вязкости на образцах первого типа 0,6 МДж/м². Опасность хрупких разрушений мартенситно-стареющих сталей в отличие от других высокопрочных конструкционных сталей уменьшается благодаря высокому содержанию никеля и низкому углерода (не более 0,03 %). Высокое содержание легирующих элементов и низкая концентрация углерода предотвращают образование немартенситных продуктов превращения аустенита независимо от скорости охлаждения при закалке. В стали

Таблица 16. Химический состав нержавеющей мартенситно-стареющих сталей

Марка стали	Содержание элементов, %							
	C	Cr	Ni	Co	Mo	Cu	Ti	прочие
08X15H5Д2Т, ВНС—2	0,05—0,10	14,0—15,0	3,5—4,5	—	—	1,5—2,0	0,1—0,3	—
03X11H10M2Т, ВНС—17	0,03	10,5—11,5	10,0—11,0	—	1,9—2,3	—	0,7—0,9	—
03X11H10MТ	0,03	10,5—11,5	10,0—11,0	—	0,8—1,4	—	0,1—0,3	—
03X12H10Д2Т	0,03	11,5—12,5	10,0—11,0	—	—	1,8—2,1	0,9—1,4	0,1/0,3Nb
03X11H8M2Ф	0,03	11,0—12,0	7,8—8,6	—	2,3—2,8	—	—	0,2/0,5V
03X9K14H6M3Д	0,03	8,5—9,5	6,0—7,0	13,0—14,0	3,0—4,0	1,0—1,5	—	0,10/0,25V
03X14K14H4M3ТВ	0,05	13,5—15,0	3,8—4,8	13,0—14,5	2,3—3,0	—	0,15—0,2	0,1/0,15V
03X15K14H5M3Т	0,03	14,5—15,5	4,8—5,8	13,0—14,5	2,8—3,5	—	0,15	—

03Н18К9М5Т мартенситное превращение начинается при комнатной температуре. Безуглеродистый мартенсит заковки имеет невысокую прочность, но обладает очень высокой пластичностью. В закаленном состоянии сталь хорошо обрабатывается давлением и резанием.

Снижение температуры испытания от комнатной до 77 К приводит к увеличению предела текучести стали 03Н18К9М5Т от 1750 до 2250 МПа при удлинении 6 %; вязкость разрушения при этом уменьшается более чем в 2 раза [98]. Сохранение высокой вязкости стали при низких температурах достигается благодаря наличию в структуре после заковки достаточных количеств остаточного стабильного аустенита. Введение хрома в мартенситно-стабилизирующую сталь снижает склонность к общей коррозии и коррозии под напряжением.

Одной из первых отечественных мартенситно-стабилизирующих нержавеющей сталей на Fe—Cr—Ni основе является сталь 08Х15Н5Д2Т (табл. 16), разработанная Я. М. Потаком и Ю. Ф. Оржеховским [99]. После заковки сталь имеет структуру мартенсита и около 10 % остаточного аустенита. Ее временное сопротивление после заковки 870 °С, обработки холодом и старения при 450 °С составляет более 1300 МПа. Старение стали в нагартованном состоянии повышает временное сопротивление до 1400 МПа. При повышении температуры старения до 600—640 °С, соответствующей обратному $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению, происходит образование стабильного аустенита. Его стабилизация связана с обогащением аустенита никелем и понижением в результате этого температуры мартенситного превращения. Однако старение при 600—640 °С существенно снижает прочность стали.

Сталь 03Х11Н10М2Т после упрочнения имеет высокие значения прочности (σ_B более 1500 МПа) в сочетании с достаточной пластичностью. Однако при такой прочности она не пригодна для использования при криогенных температурах. В закаленном состоянии временное сопротивление стали составляет около 1000 МПа, но сталь сохраняет высокие значения пластичности и вязкости, малую чувствительность к трещине при температурах до 20 К. Так, при 77 К $\sigma_B=1890$ МПа, $\delta=13$ %, $\psi=50$ %, $KCU=0,77$ МДж/м², $KCV=0,35$ МДж/м² [100]. Высокое отношение прочности надрезанного образца к прочности гладкого сохраняется до 77 К: $\sigma_{B.K}/\sigma_B=1,63$ при 293, 203 и 77 К; $\sigma_{B.K}/\sigma_B=1,29$ при 20 К.

Сталь 03Х11Н8М2Ф рекомендуется для сварных и пая-

ных конструкций без термической обработки после сварки, работающих в диапазоне температур 673—77 К. После закалки сталь имеет мартенситную структуру и остаточный аустенит в количестве 15—17 %. В закаленном состоянии сталь имеет следующие механические свойства: $\sigma_b = 1080$ —1140 МПа; $\sigma_{0,2} = 780$ МПа; $\delta = 15$ —18 %; KCV = 0,8—0,9 МДж/м² при 293 К; KCV = 0,35—0,24 МДж/м² при 77 К; KCV = 0,13—0,12 МДж/м² при 20 К. Отпуск при 150—250 °С, не снижая вязкости, приводит к увеличению $\sigma_{0,2}$ до 920—940 МПа. Аустенит, стабилизированный отпуском при 150—600 °С не превращается в мартенсит при длительных выдержках в условиях низких температур. При нагреве до 600—800 °С в стали происходит обратное мартенситное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, что вызывает изменение механических свойств и линейных размеров.

Сварные соединения обладают повышенными вязкими свойствами при температурах 293 и 77 К: величина KCV составляет соответственно 1,0 и 0,64 МДж/м². Применение аустенитной проволоки Св-03Х20Н18Г10АМ4 повышает вязкие свойства металла шва, особенно при 20 К. После термической обработки, имитирующей режим пайки: 1020 °С в течение 20 мин, величина KCV сварного шва при 20 К составляет 0,44 МДж/м². Сталь обеспечивает высокую герметичность узлов, стабильность их линейных размеров, удовлетворительную технологичность при сварке плавлением, обладает высоким сопротивлением хрупкому разрушению при криогенных температурах.

Высокопрочные нержавеющие мартенситно-стареющие хромоникелевые стали, дополнительно легированные кобальтом, обладают особым сочетанием свойств, которое не достигается на сталях других классов. Влияние кобальта на механические свойства мартенситно-стареющих сталей обусловлено его участием в процессе старения за счет образования сложных многокомпонентных соединений Co—Ni—Mo—Ti, частицы которых когерентно связаны с кристаллической решеткой матрицы [102]. Кобальт, как и никель, уменьшает растворимость молибдена и вольфрама в α -железе и поэтому способствует упрочнению при старении. Он задерживает процесс разупрочнения, уменьшая скорость коагуляции высокодисперсных фаз, и повышает устойчивость структуры сталей к перестариванию [103]. Содержание кобальта в высокопрочных сталях колеблется в довольно широких пределах. Для каждой конкретной системы легирования целесообразно определение рационального содержания кобальта.

Совместное легирование молибденом и кобальтом оказывает более эффективное упрочняющее действие, чем при их раздельном введении в сталь, содержащую 13 % Cr и 7 % Ni [104]. При содержании 3,5—4 % Mo и 6—7 % Co сталь обладает хорошей вязкостью и высоким сопротивлением хрупкому разрушению до 77 К. Исследование сталей марок 03X9H5, 03X9H6K15, 03X11H5M4 и 03X11H4M5K5 после закалки и после старения при 400—600 °C показало, что легирование только молибденом без введения кобальта упрочняет сталь после закалки, но не увеличивает прочности после старения [105]. С увеличением содержания кобальта от 3 до 18 % в сталях с 12 % Cr незначительно снижаются температуры начала и конца мартенситного превращения [101, с. 32—38]. Изменение его содержания не влияет на количество остаточного аустенита. Введение в сталь 12 % Cr и 8 % кобальта подавляет образование феррита. За счет легирования кобальтом мартенситной стали в количестве от 8 до 15 % повышается прочность после отпуска и вязкость в закаленном состоянии. При большей концентрации кобальта снижаются пластичность и вязкость, при низких температурах возрастает склонность к хрупкому разрушению.

Некоторое уменьшение содержания хрома (до 9 %) увеличивает ресурс для введения элементов, способствующих улучшению комплекса свойств при низких температурах. В сталях с 9 % Cr возможно увеличение концентрации никеля, а в целях повышения коррозионной стойкости сталь дополнительно может быть легирована медью. Изучение структурных превращений в сталях с 9 % Cr, 14 % Co и 6 % Ni показало возможность введения до 6 % Mo [101, с. 38—43]. На базе этих исследований была разработана сталь 03X9K14H6M3Д.

В закаленном состоянии при комнатной температуре сталь 03X9K14H6M3Д имеет (не менее): $\sigma_B = 1000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 700$ МПа, $\delta_5 = 12$ %, $\psi = 40$ % [106, 107]. После закалки структура стали состоит из мартенсита и около 20 % остаточного аустенита. Механические свойства после старения зависят от режима его проведения. Максимум твердости достигается при температуре старения 450 °C (рис. 55). Изотермы при 450 и 480 °C характеризуют повышение твердости при продолжительности старения до 5 ч (рис. 56). При использовании стали для изготовления сидел клапанов или лопаток направляющих аппаратов турбодетандеров осуществляют старение при 450 °C в течение 3—5 ч. Однако в высокопрочном состоянии сталь не обла-

дает высокой пластичностью и вязкостью при низких (ниже 150 К) температурах. В результате двойной закалки (860 °С, вода; 730 °С, вода) и старения при 520 °С в течение 3 ч ее свойства при 293 К следующие: $\sigma_b \geq 1500$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 1400$ МПа, $\delta_5 \geq 20$ %; $\psi \geq 60$ %; $KCU \geq 0,7$ МДж/м²; при понижении температуры до 20 К σ_b возрастает до 1900 МПа, при этом $\delta_5 \geq 10$ %, $KCU \geq 0,3$ МДж/м².

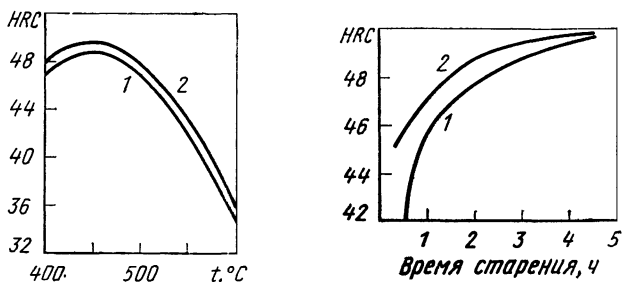


Рис. 55. Влияние температуры старения на твердость стали 03X9K14H6M3D:

1 — старение после одинарной закалки; 2 — старение после двойной закалки

Рис. 56. Кинетика изменения твердости стали 03X9K14H6M3D:

1 — старение при 450 °С; 2 — старение при 480 °С

Для деталей типа штоков применяется старение при 570 °С, обеспечивающее коагуляцию интерметаллидных фаз и даже частичное их растворение. При этом происходит повышение пластичности, ударной вязкости, хотя это сопровождается падением прочностных характеристик. В случае применения стали в сварных элементах режим термической обработки отличается от вышеприведенного. Существующие присадочные материалы не обеспечивают таких высоких прочностных свойств в сочетании с удовлетворительной пластичностью. Так, применение присадочной проволоки типа Св-X12H9M2 для сварных соединений толщиной 0,8—1,5 мм, выполненных аргоно-дуговой сваркой, обеспечивает прочность не выше 1000 МПа. В связи с этим металл для сварки применяется либо в закаленном состоянии, либо в состоянии после закалки и старения при 570—600 °С.

Сталь 03X9K14H6M3D применяется в сочетании со сталями аустенитного класса; при этом необходимо учитывать

различие температурных коэффициентов линейного расширения сталей. В случае приварки деталей из стали 03Х9К14Н6МЗД к деталям из сталей типа 12Х18Н10 используется присадочная проволока типа Св-04Х19Н9. При этом максимальное количество α -фазы в шве как после сварки, так и после старения сварного шва не превышает 5 %. Ударная вязкость шва при отсутствии последующего старения при 293 К $KCU \geq 1,1$ МДж/м², а в зоне термического влияния сварки (исходный металл после двойной закалки + старения) $KCU = 1,5$ МДж/м²; при температуре 77 К эти значения составляют соответственно 0,7 и 1,1 МДж/м². В случае проведения старения при 520 °С после сварки ударная вязкость шва при 77 К увеличивается до $KCU > 1,0$ МДж/м², при этом в зоне термического влияния она падает до $KCU > 0,45$ МДж/м².

Рассматривая поведение стали 03Х9К14Н6МЗД при низких температурах, следует отметить, что для использования ее при температуре ниже 77 К рекомендуется применять закаленный металл без последующего старения. В этом случае при испытании в жидком гелии образцов листового проката толщиной 1,5 мм наблюдается вязкий излом. Разрушение сварных образцов листового проката толщиной 0,8—1,5 мм, выполненных аргоно-дуговой сваркой с присадкой проволоки типа Св-Х12Н9М2 и испытанных при 20 и 4 К, происходит по основному металлу; характер разрушения — вязкий.

Оценка циклической прочности стали 03Х9К14Н6МЗД, проведенная по результатам испытаний образцов диаметром 7,5 мм при чистом изгибе с вращением на воздухе и в жидком азоте, показала следующее (табл. 17).

Понижение температуры испытания для закаленного состояния приводит к росту предела выносливости на базе $5 \cdot 10^6$ циклов на 20 %, для закаленного и состаренного со-

Таблица 17. Прочность стали 03Х9К14Н6МЗД на воздухе и жидком азоте

Режим термообработки	Т, К	$\sigma_{0,2}$	σ_B	σ_{-1H}	δ_5	ψ
		МПа			%	
Закалка, 860 °С, вода	293	770	1100	530	21	57
Закалка, 750 °С, вода	77	1230	1660	650	16	53
Закалка, 860 °С, вода	293	1250	1380	700	26	56
Закалка, 750 °С, вода, старение, 530 °С, 3 ч, воздух	77	1560	1930	690	10	46

стояния изменения практически не происходит. При этом с понижением температуры отношения σ_{-1H}/σ_B и $\sigma_{-1H}/\sigma_{0,2}$ уменьшаются. Микрорельеф в зоне стабильного развития трещины стали в закаленном состоянии, полученной при 293 К, характеризуется чередованием усталостных полос с фасетками хрупкого разрушения. В структуре изломов, полученных при 77 К, процентное количество составляющих хрупкого разрушения возрастает. В закаленном и состаренном состоянии при 293 К в зоне стабильного развития наблюдается интенсивное вторичное растрескивание в основаниях многих усталостных бороздок. При 77 К характерной картиной излома является наличие фасеток отрыва с небольшими вкраплениями мелких усталостных бороздок хрупкого типа. Таким образом, в случае необходимости использования стали 03Х9К14Н6МЗД для циклически нагружаемых деталей, работающих при низких температурах, ее рекомендуется применять в закаленном состоянии, несмотря на более низкое значение предела выносливости.

В результате исследования влияния раздельного и совместного легирования никелем, хромом, молибденом, титаном, ванадием, вольфрамом, азотом и углеродом на механические свойства и структуру разработаны нержавеющие высокопрочные стали 03Х14К14НМЗТВ, 05Х11К14Н5М5Т, 03Х12К7Н7М4Т [108, 109]. Комплекс прочностных, пластических и вязких свойств этих сталей определяется условиями формирования их структуры. Высокий уровень вязкости при криогенных температурах обеспечивается в том случае, если после окончательной термической обработки (заковки—обработки холодом—старения) в структуре сохраняется 20—30 % остаточного аустенита.

Сталь 03Х14К14Н4МЗТВ относится к мартенситно-стабилизирующим сталям переходного класса. Оптимальное сочетание свойств обеспечивает режим термической обработки, состоящий из заковки при 1050 °С, обработки холодом и старения при 520 °С, 6 ч. При этом в структуре сохраняется 20—30 % остаточного аустенита. Механические свойства стали: $\sigma_B \geq 1450$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 1350$ МПа при 293 К, $KCU \geq 0,3$ МДж/м² при 77К.

Исследование кинетики упрочнения стали показало, что с повышением температуры заковки после старения при 420 °С твердость падает, а после старения при более высокой температуре, наоборот, увеличивается (рис. 57). Эта закономерность наблюдается в том случае, если повышение температуры заковки не сопровождается увеличением ко-

личества стабильного остаточного аустенита. Увеличение температуры старения повышает скорость упрочнения на начальных этапах старения (рис. 58). Это связано с природой упрочнения стареющего мартенсита, имеющего высокую плотность дефектов упаковки. Повышение температуры старения приводит к росту диффузионной подвижности атомов и увеличению количества частиц новой фазы. Количество частиц возрастает и в случае увеличения длительности выдержки при старении. Повышение температуры старения приводит к разупрочнению стали за счет коагуляции интерметаллидов и изменению структуры мартенсита.

Повышение температуры старения от 360 до 520 °С приводит к увеличению степени упрочнения (твердости) и уменьшению ударной вязкости как при комнатной температуре, так и при 77 К (рис. 59). Падение вязкости при температуре старения (450—520 °С) связано

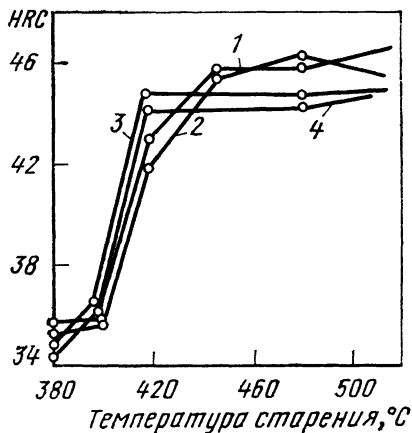


Рис. 57. Изменение твердости стали 03Х14К14Н4МЗТВ в зависимости от температуры закалки (1 — 1150 °С; 2 — 1100 °С; 3 — 950 °С; 4 — 920 °С) и старения

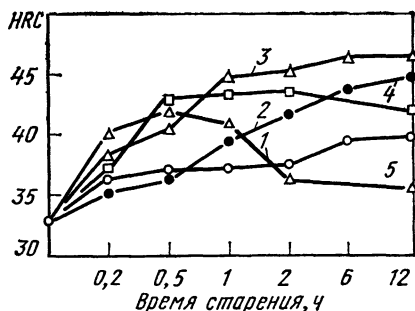


Рис. 58. Изменение твердости стали 03Х14К13Н4МЗТ в зависимости от температуры и времени старения:

1 — закалка 1050 °С; обработка холодом, старение при 390 °С; 2 — старение при 420 °С; 3 — старение при 520 °С; 4 — старение при 560 °С

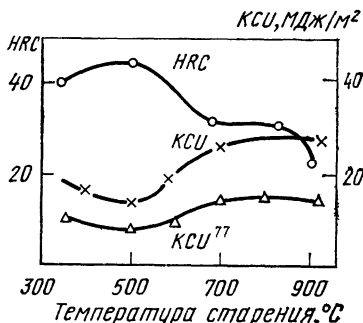


Рис. 59. Влияние температуры старения на твердость и ударную вязкость стали 03Х14К14Н4МЗТВ

с понижением деформационной способности мартенсита. Повышение температуры старения от 550 до 670 °С хотя и увеличивает вязкость, но приводит к разупрочнению стали, что связано с образованием аустенита за счет обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения [110]. Вязкость стали с содержанием остаточного аустенита около 10 % может быть повышена повторной закалкой с 720—730 °С. Повышение вязкости объясняется образованием дополнительных количеств остаточного аустенита, пересыщенного легирующими и полностью не претерпевающего при охлаждении мартенситного превращения.

Сталь 03X14K14N4M3T обладает удовлетворительной свариваемостью. Термообработанные сварные соединения с проволокой того же состава, что и сталь, при комнатной температуре имеют временное сопротивление не менее 1300 МПа при хорошей ударной вязкости. При 77 К вязкость металла шва резко снижается и составляет $KCU \leq 0,2$ МДж/м². Испытания механических свойств металла сварных соединений, не прошедших упрочняющую термообработку, показали отсутствие охрупчивания при 77 К. Их временное сопротивление при комнатной температуре составило около 900 МПа, а при 77 К возросло до 1500—1700 МПа. Прочность надрезанных образцов при 77 К несколько выше, чем у гладких, что свидетельствует об отсутствии склонности сварных соединений к хрупкому разрушению. Разрушение нетермоупрочненных образцов носит вязкий характер. Испытания на растяжение и ударный изгиб подтвердили высокую пластичность и вязкость металла сварных швов, не подвергнутых старению.

Механические свойства сварных соединений стали 03X14K14N4M3TB без упрочняющей термообработки приведены ниже (в числителе при 293 К, в знаменателе при 77 К):

σ_b , МПа	1040/1750
δ_{10} , %	23/20
ψ , %	64/45
KCU, МДж/м ²	2,3/1,4
KCV, МДж/м ²	1,5/0,6

Увеличение прочности сварных соединений до 1300—1400 МПа при комнатной температуре с одновременным сохранением запаса вязкости при 77 К достигается при использовании сварочной проволоки 03X15K14N5M3T и наличии в структуре 20—30 % остаточного аустенита. KCV сварных швов при 293 К составляет 0,3—0,4 МДж/м², при

77 К 0,15—0,3 МДж/м². Низкотемпературную пластичность и вязкость швов определяет количество и стабильность остаточного аустенита [101, с. 149—154].

6. НИКЕЛЬСОДЕРЖАЩИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ

Введение никеля в сталь в отличие от большинства легирующих добавок смещает порог хладноломкости в область низких температур. При соблюдении оптимальной технологии плавки и раскисления, режима термообработки, обес-

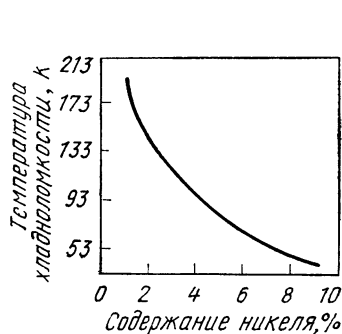


Рис. 60. Влияние никеля на температуру хладноломкости малоуглеродистой стали

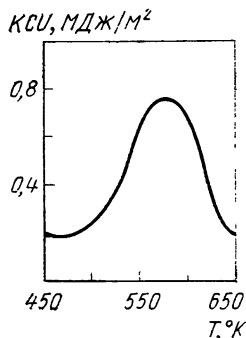


Рис. 61. Зависимость ударной вязкости стали с 9 % Ni от температуры отпуска

печивающих низкое содержание углерода, структурную однородность, мелкое зерно и снятие внутренних напряжений, введение одного процента никеля снижает температуру хрупкости примерно на 20 °С. Влияние никеля при его содержании до 10 % на положение порога хладноломкости малоуглеродистых сталей, обобщенное по данным ряда авторов, приведено на рис. 60 [112]. Ферритные никельсодержащие низкоуглеродистые стали содержат до 9 % Ni. Содержание углерода в них ограничено, концентрация остальных элементов также невелика. Химический состав сталей 0Н6 и 0Н9 по ТУ 14-1-2236—77 приведен ниже, %:

Элемент	C	S	P	Mn	Si	Ni
0Н6 . . .	≤0,10	≤0,015	≤0,02	0,30—0,60	0,15—0,35	6,5—8,0
0Н9 . . .	≤0,10	≤0,015	≤0,02	0,30—0,60	0,15—0,35	8,5—10,0

Фирма «International Nickel Co» (США) впервые получила патент на сталь с 9 % Ni еще в 1948 г. Сталь была разработана для изделий с рабочей температурой до 77 К. В дальнейшем для низкотемпературной службы была ре-

Таблица 18. Влияние никеля на механические свойства и порог хладноломкости нормализованных сталей, содержащих 0,05 % С

Содержание никеля, %	Порог хладноломкости, К		Механические свойства	
	T_{90}	T_{50}	σ_B , МПа при 293 К	КСУ, КДж/м ² , при 77 К
0	273	230	420	0,05
1	250	210	450	0,10
2	230	180	500	0,15
3	220	150	500	0,23
4	200	130	520	0,31
5	180	120	550	0,38
6	170	90	600	0,80
7	150	77	600	1,20
9	140	77	650	1,20

комендована более экономнолегированная сталь 0Н6, несколько уступающая стали 0Н9 по прочности и ударной вязкости.

Характер изменения механических свойств и порога хладноломкости в зависимости от концентрации никеля приведен в табл. 18 [65].

В таблице порог хладноломкости T_{90} — температура, соответствующая началу появления хрупкой составляющей в изломе, а T_{50} — температура, при которой хрупкая составляющая занимает 50 % площади излома. В первом приближении допустимая рабочая температура конструкций, испытывающих статическую нагрузку, соответствует значению T_{50} , а динамически нагруженных конструкций— значению T_{90} . Поэтому ориентировочные температурные области применения ферритных сталей в зависимости от содержания никеля составляют [65]:

Среднее содержание никеля, % . . .	3	6	9
Температура применения, не ниже, К:			
при статической нагрузке	150	90	77
при динамической нагрузке	220	170	140

При температуре ниже 77 К применение стали с 6 % Ni не рекомендуется, а с 9 % Ni должно быть ограничено и требует тщательной проработки конструкции. Термическая обработка стали с 9 % никеля может производиться по двум режимам: двойная нормализация с нагревом до 900 и 800 °С и отпуск при 560—590 °С с охлаждением на воздухе; закалка с 830 °С в воде и отпуск при 580 °С с охлаждением в воде или на воздухе.

Первый нагрев при нормализации проводят с целью гомогенизации стали в области γ -твердого раствора, цель второго нагрева состоит в получении мелкозернистой структуры. Увеличение скорости охлаждения стали с 9 % Ni из аустенитной области оказывает положительное влияние на величину ударной вязкости. Значения работы разрушения образцов при комнатной и пониженных температурах после закалки выше, чем после нормализации. После термообработки сталь имеет структуру феррита с 10—15 % аустенита и небольшим количеством карбидов. Остаточный аустенит улучшает вязкие свойства стали. Выбор температуры отпуска оказывает существенное влияние на вязкие свойства стали. На рис. 61 показано изменение ударной вязкости в зависимости от температуры отпуска [66].

Максимум ударной вязкости стали с 9 % Ni соответствует температуре отпуска 575 °С. При этой температуре остаточный аустенит остается стабильным при охлаждении до 77 К и ниже. Отсутствие мартенситного превращения остаточного аустенита обеспечивает высокую ударную вязкость. Наличие мартенсита в структуре резко снижает ударную вязкость при низких температурах испытания. Никельсодержащие стали обладают хорошими технологическими свойствами, они удовлетворительно деформируются в горячем и холодном состоянии, хорошо свариваются, технологичны при обработке резанием.

Большинство изделий из стали с 9 % Ni — сварной конструкции. Отпуск обычно проводят после сварки с целью не только повышения свойств основного металла, но в большей мере для снятия напряжений после сварки и повышения вязкости сварных соединений. При изготовлении крупногабаритных сварных конструкций проведение отпуска затруднительно. Исследования и натурные испытания показали возможность использования таких изделий при температурах до 77 К без отпуска после сварки.

Для обеспечения работоспособности при криогенных температурах для сварки стали 0Н9А требуется применение присадочных материалов, содержащих до 80 % Ni (типа инконель): проволоки Св-06Х15Н60М15, электродов 10Х20Н70Г2М2Б2В (на базе проволоки Св-ХН78Т). При сварке листов малой толщины до 4 мм допустимо применение сварочных материалов, содержащих 15—25 % Ni, например проволоки Св-10Х16Н25АМ6. По сравнению с хромоникелевыми аустенитными сталями ферритные никельсодержащие стали имеют значительно более высокую (в 3—4 раза) теплопроводность. Их термический коэффициент

линейного расширения на 30 % ниже чем у хромоникелевых аустенитных сталей. При конструировании соединений из разных сталей это обстоятельство должно быть учтено.

К недостаткам ферритных никельсодержащих сталей относится их склонность к атмосферной коррозии. Для защиты от коррозии в морском воздухе и среде промышленного района целесообразно поверхности, не контактирующие с жидким криогенным продуктом, покрывать холодо-

Таблица 19. Механические свойства сталей ОНЗ, ОН6, ОН9

Марка стали	Температура испытания, К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
ОНЗ	293	55	45	25	65	1,5
	90	85	70	30	55	0,4
ОН6	293	60	45	25	70	1,5
	77	90	75	22	60	0,8
ОН9	293	65	48	30	75	1,8
	77	100	85	26	60	1,0

стойкими эмалями. Механические свойства никельсодержащих сталей при различных температурах приведены в табл. 19 [113].

Работа разрушения образцов из стали ОН9А с радиусом в вершине надреза 0,25 мм с понижением температуры от комнатной до 77 К уменьшается по линейному закону, составляя при 293 К 87 Дж/см², а при 77 К 53 Дж/см². Испытания на удар образцов с острым надрезом и трещиной при более низких температурах показывают ограниченные возможности использования ферритных никельсодержащих сталей ниже 77 К. Это подтверждается результатами оценки вязкости разрушения.

Ферритные стали, легированные никелем, широко используются в криогенном машиностроении. Сталь с 9 % Ni «Криогеник-9» широко используется для оборудования, работающего при температурах до 77 К. Эту сталь применяют в качестве материала для изготовления емкостей и резервуаров, предназначенных для хранения и транспортировки сжиженных газов. В США из стали с 9 % Ni изготовляют резервуары для хранения жидкого кислорода на металлургических заводах, азотных емкостей, регенераторов воздухоразделительных установок. Установлено, что сталь типа ОН9 после охлаждения от температуры аустенитизации со скоростью около 150 град/ч и отпуска при

580 °С с последующим охлаждением на воздухе имеет хрупкий межкристаллитный излом, проходящий по границам зерен исходного аустенита. Эта же сталь, быстро охлажденная после температуры аустенитизации (скорость охлаждения около 3200 град/ч), имеет вязкий, внутрикристаллический излом. Быстрое охлаждение особенно целесообразно для изделий крупных размеров. После медленного охлаждения увеличивается количество массивного феррита в структуре. Добавка 0,4—0,5 % Мо значительно повышает сопротивление хрупкому разрушению стали ОН9, предотвращая межкристаллитное разрушение стали [114].

Стали с 9 % Ni и добавкой молибдена разработаны и вошли в стандарты ряда стран [115]. Эти стали имеют высокую прочность, вязкость, коррозионную стойкость, хорошо обрабатываются резанием и свариваются. Никельмолибденовые стали используют для резервуаров хранения и транспортировки сжиженного природного газа (111 К). Дополнительное увеличение ударной вязкости может быть получено после контролируемой прокатки в интервале 1000—750 °С со степенью обжатия более 30 %. Доля хрупкой составляющей образцов из стали типа ОН9 с добавкой молибдена, разрушенных при 77 К, составляет менее 50 %.

7. ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

Аустенитные хромоникелевые стали, ранее разработанные как коррозионностойкие материалы, с 50-х годов широко применяются в качестве одного из основных конструкционных материалов низкотемпературной техники. Это стало возможным благодаря сохранению ими высокой пластичности и вязкости вплоть до температур, близких к абсолютному нулю, в сочетании с хорошими технологическими свойствами: хорошей способностью деформироваться в горячем и холодном состоянии, свариваемостью и др. Стабильность аустенитной структуры определяется химическим составом, температурой деформации и эксплуатации, величиной деформации. Содержание хрома в хромоникелевых сталях колеблется от 17 до 25 %, содержание никеля — от 8 до 25 %. Помимо указанных элементов, они содержат модифицирующие добавки молибдена, азота и ряда других элементов. Из элементов, обеспечивающих их технологичность, отметим кремний (до 1 %) и марганец (до 2 %).

Деформирование сталей этого класса при комнатной температуре приводит к росту их прочностных характерис-

тик, например, деформация листов в холодном состоянии с обжатием 60 % стали типа 18-10 позволяет получить при 293 К $\sigma_{0,2} = 1200$ МПа при $\delta_5 \geq 10$ % и $KCU \geq 0,5$ МДж/м². Деформирование при комнатной температуре с последующим охлаждением до криогенных температур приводит для многих аустенитных сталей (03X18H11, 08X18H10, 12X18H10T и др.) к $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ -превращению. Существование стабильной γ -фазы наблюдается лишь в сталях, содержащих более 20 % Ni.

На процесс $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения влияет температура деформации. Простое охлаждение стали 04X18H10 до температуры 4,2 К не ведет к распаду γ -фазы. При небольших деформациях (≤ 1 %) в условиях криогенных температур (77—4,2 К) содержание α -фазы в стали 04X18H10 ничтожно мало [116].

Деформация 1—3 % ведет к появлению немагнитной гексагональной ϵ -фазы, не обнаруживаемой после закалки. При больших деформациях в зоне пересечения пластинок ϵ -фазы зарождается α -фаза. При деформации более 5—8 % в зависимости от температуры деформирования количество α -фазы резко возрастает, достигая 100 % при деформации 35—45 %. Чем ниже температура деформирования, тем больше необходима деформация для получения одного и того же содержания α -фазы [117].

Понижение температуры испытания при статическом растяжении приводит к росту прочностных характеристик при одновременном падении пластичности и вязкости, хотя значения их вплоть до испытания в жидком гелии остаются на высоком уровне; так, для стали 03X18H11 при 4,2 К $\sigma_5 \geq 25$ %; $KCU \geq 1$ МДж/м² [118]. Испытания при 293, 173, 77 и 4 К показали, что при температурах ниже 220 К (рис. 62) концентратор напряжений приводит к снижению прочности стали 12X18H10T. Наиболее интенсивное падение наблюдается при 293—77 К. При дальнейшем снижении температуры до 4 К изменения $\sigma_{в.к}/\sigma_{в.к}$ практически не произошло. Снижению прочности соответствует увеличение распада аустенита.

Такие же результаты получены (рис. 62, б) для сварного соединения стали 12X18H10T (надрез по центру шва, выполненного односторонней автоматической сваркой с присадкой проволоки Св-04X19H9). Эти эксперименты показали также, что для стали 12X18H10T и ее сварных соединений при $K_T > 4$ снижение $\sigma_{в.к}$ с ростом K_T происходит незначительно. Вместе с тем оценка влияния концентратора в виде заранее инициированной трещины в плоских

образцах, подтвердив отрицательное влияние концентратора, дает значительно меньшие (в 1,5—2 раза) значения $\sigma_{в.т}/\sigma_{в.к}$ по сравнению с $\sigma_{в.к}/\sigma_{в.к}$. Предварительное нанесение трещины с использованием многократного приложения нагрузки на образец ведет к нарушению структуры металла, что и вызывает значительно большее понижение $\sigma_{в.т}$ по сравнению с $\sigma_{в.к}$ в исследуемом температурном интервале.

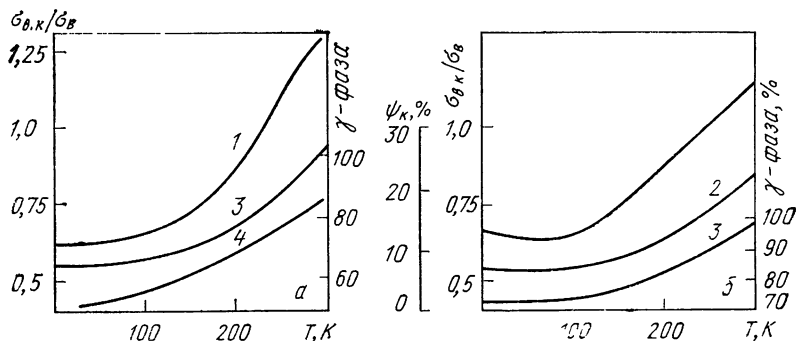


Рис. 62. Температурное изменение относительной прочности и пластичности образцов с концентратором и содержания γ -фазы в изломе стали 12X18H10T:

a — основной металл; b — сварное соединение; 1 — $\sigma_{в.к}/\sigma_{в}$; 2 — $\psi_{к}$; 3 — γ -фазы; 4 — $\sigma_{в.т}/\sigma_{в}$ [56]

При температуре испытания 77 К в стали 12X18H10T наблюдается площадка текучести, чего не обнаруживается при 293 и 173 К. Испытания стали 03X18H10 выявили ярко выраженную площадку текучести, подобную области легкого скольжения у монокристаллов [116]. При 20 и 4,2 К на кривой $P=f(l)$ при напряжениях выше предела текучести наблюдаются сбросы нагрузки, причиной которых является локализация деформации в отдельных участках. При этом в стали наряду с полосами скольжения возникают пластинки мартенсита и протекает интенсивное двойникование. Для участка выхода на максимальную нагрузку характерно образование нескольких шеек, появление каждой из которых ведет к срыву нагрузки.

Анализ фрактограмм изломов аустенитных хромоникелевых сталей при низких температурах (до 4,2 К включительно) показывает, что разрушение вязкое; оно происходит, в основном, путем зарождения, роста и слияния микропор; при этом очагом разрушения являются включения. Так, на поверхности излома стали 12X18H10T, полученного при растяжении в жидком азоте, при рассмотрении на

растровом микроскопе ISM—T200S на фоне общей картины вязкого разрушения видны крупные поры и скопления в них включений, которые способствовали появлению пор. Скопления образованы несколькими крупными включениями, разрушившимися в результате деформирования (рис. 63). При большем увеличении ($\times 3500$) видны детали хрупкого разрушения включений. Использование приставки LJNK NDS-системы позволило определить химические элементы в точке пересечения горизонтальной и вертикальной линий: ими оказались сера и титан (рис. 63, б). Относительное распределение титана вдоль горизонтальной линии видно из пунктирной линии, нанесенной на совмещенном с фрактограммой графике. Таким образом, указанное включение представляет собой соединение титана Ti_nS_m .

Сопоставление данных по гладким образцам, образцам с одним кольцевым надрезом, с нарезанной резьбой по всей длине, а также по имитаторам шпилек, в том числе с гладкой частью, проточенной до диаметра, меньшего, чем внутренний диаметр резьбы (рис. 54), показало следующее. При 293 К прочность резьбовых образцов и шпилек практически одинакова и ниже, чем прочность образцов с кольцевым надрезом, на 100 МПа. В то же время прочность шпилек с центральной проточенной частью практически равна σ_b , даже если разрушение и идет по резьбе. При 77 К прочность несколько ниже, хотя и близка σ_b , однако при переходе от скругленной впадины (радиус 0,15 мм) к трапецевидной с радиусом менее 0,01 мм прочность шпилек сразу снижается на 30 %. Кроме того, отрицательно в этом случае проявилось наличие перекоса, чего в других случаях не наблюдалось. Пластическая деформация образцов с центральной проточкой начинается первоначально в гладкой части шпилек. Из-за деформационного упрочнения окончательное разрушение происходит в зоне первого, наиболее нагруженного витка резьбы в гайке. Таким образом, проводимые испытания образцов с одним кольцевым надрезом не отражают в полной мере того влияния, которое оказывает резьба в различном ее конструкционном исполнении на прочность и пластичность сталей типа 18-10.

Сравнение свойств при статическом растяжении для метастабильной стали 03X18H11 и стабильной 10X23H18 показывает следующее. Рост предела текучести, одинакового при комнатной температуре, происходит менее интенсивно у метастабильной стали, что можно объяснить образованием мартенсита деформации и, как следствие, более ранним началом пластического течения стали. Вместе

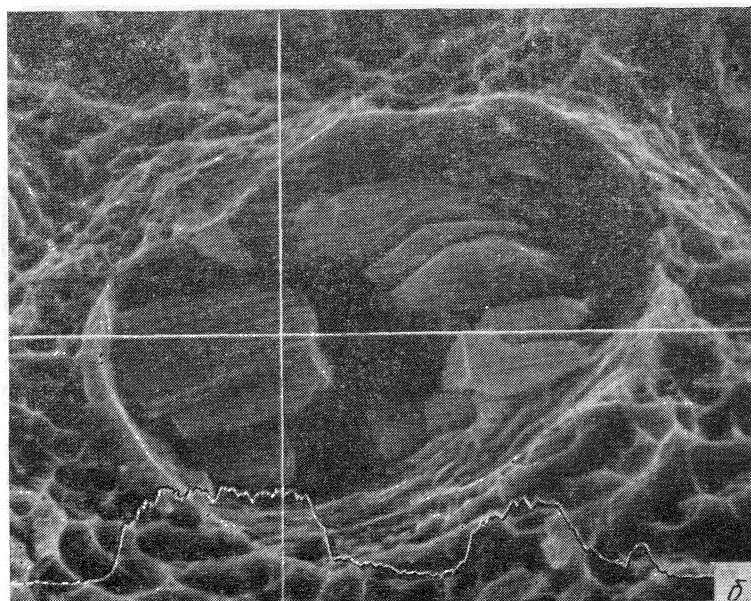
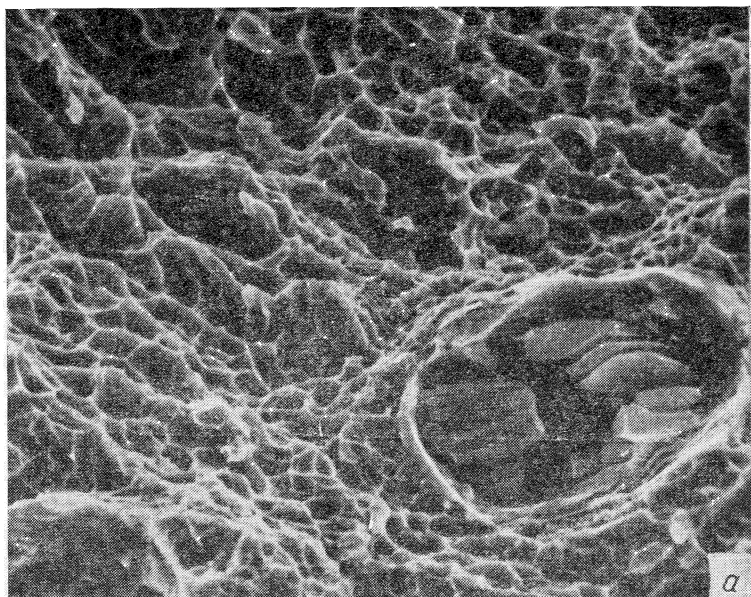


Рис. 63. Хрупкие включения в изломе стали 12Х18Н10Т.
 а — $\times 2000$; б — $\times 3500$; растяжение при 77 К

с тем наличием последнего объясняется более высокий рост временного сопротивления метастабильных сталей по сравнению со стабильными. Относительное удлинение для стабильной стали практически не изменяется при температурах до 77 К. Отметим, что изменение характеристик прочности, пластичности и вязкости для стабильной упрочненной азотом стали 03X20H16AG6 аналогично стали 10X23H18.

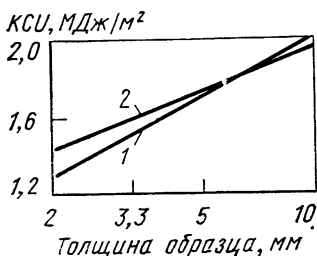


Рис. 64. Влияние толщины образца на ударную вязкость стали 12Х18Н10Т ($\sigma_{0,2}=300$ МПа; $\nu=560$ МПа; $\delta_5=53\%$; $\psi=68\%$):
1 — 293 К; 2 — 77 К

Рассмотрим некоторые особенности испытаний на ударную вязкость метастабильных хромоникелевых сталей типа 18-10. При понижении температуры испытаний до 77 К ударная вязкость КСУ их если и изменяется, то крайне незначительно. По данным различных авторов, для сталей 03Х18Н11 и 12Х18Н10Т она падает на 5—10 %. При переходе к 20 К величина ее снижается на 30—50 %, хотя абсолютные значения составляют не ниже 1,0 МДж/м². Характер излома вязкий, не вызывающий сомнений в работоспособности

сталей даже в сложных условиях нагружения (ударные нагрузки при наличии концентраторов напряжений).

При снижении толщины образца, взятого для оценки ударной вязкости, абсолютные значения КСУ падают (рис. 64), причем это падение удовлетворительно соответствует уравнению $КСУ = A - B \ln b$, где A и B — коэффициенты, b — ширина образца. Причиной такого «аномального» изменения КСУ является увеличение жесткости напряженного состояния в надрезе при увеличении толщины образца, что в случае вязкого разрушения ведет к задержке протекания пластической деформации и, как следствие, к росту энергоемкости процесса.

Ударная вязкость при низких температурах стали 12Х18Н10Т чрезвычайно чувствительна к структуре металла, что подтверждается следующими испытаниями. В горячекатаном состоянии прутки диаметром 140 мм (0,1 % С; 1,24 % Мп; 10,8 % Ni; 17,8 % Cr; 0,6 % Ti) по данным испытаний при 20 К поперечных образцов имел $КСУ=0,8 \div 1,2$ МДж/м². После аустенитизации (нагрев до 1050 °С, выдержка 1 ч, охлаждение в воде) $КСУ=2,2$ МДж/м². Про-

веденный после аустенитизации провоцирующий нагрев при 700°C в течение 20 мин с последующим охлаждением на воздухе снижает КСУ до $0,47 \text{ МДж/м}^2$.

Рассмотрение микроструктуры указанного металла показало, что в исходном состоянии по границам зерен имелись выделения карбидов (рис. 65). После аустенитизации

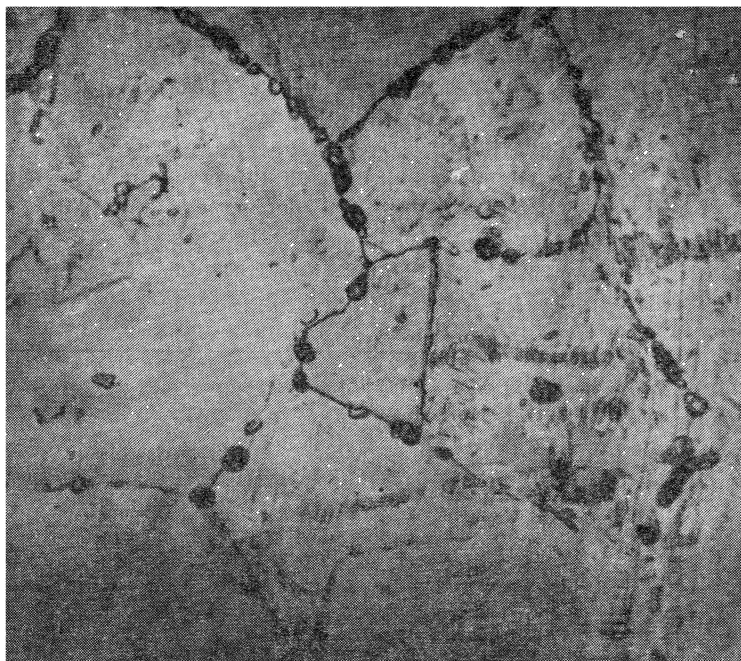


Рис. 65. Структура стали 12X18H10T (медленное охлаждение; диаметр 140 мм по границам зерна выделения карбидов) $\times 500$

карбиды исчезли; после провоцирующего нагрева они вновь обильно выпали по границам.

Многолетний анализ свойств металла показал, что при качественно проведенной аустенитизации для поперечных образцов листового проката $\text{КСУ}^{77} \geq 1,5 \text{ МДж/м}^2$.

В условиях длительного статического нагружения необходимо оценить влияние накапливаемой при ползучести деформации на свойства стали. Ползучесть сталей типа 18-10 при комнатной температуре является затухающей [119], а накапливаемая при ползучести деформация определяется

пределом текучести $\sigma_{0,01}$ и деформационным упрочнением.

В случае длительного нагружения при 293 К напряжением до $\sigma = 0,9 \sigma_{0,2}$ изменения характеристик стали 12X18H10T σ_B , S_K , ψ , δ_5 практически не наблюдается. За счет остаточной пластической деформации, обусловленной протеканием процесса ползучести, несколько возрастает $\sigma_{0,2}$. Однако такая незначительная деформация (например, при $\sigma = 0,9 \sigma_{0,2} = 1,4 \sigma_{0,01}$ и продолжительности $\tau = 100$ ч остаточная деформация для стали 12X18H10T $\delta_{п} = 0,5$ %) может значительно снизить $\sigma_{0,2}$ при температурах ниже температуры $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -перехода за счет превращения, снижающего напряжение течения металла. Так, $\sigma_{0,2}^{77}$ для указанного в скобках нагружения составляет 280 МПа по сравнению с 400 МПа, что много меньше $\sigma_{0,2}^{77}$ предварительно ненагруженного металла, хотя получаемое значение $\sigma_{0,2}^{77}$ больше предела текучести при 293 К, оговоренного техническими условиями на поставку металла.

Исследования по оценке накопления пластической деформации при длительном нагружении в жидком азоте стали 12X18H10T показали, что пластическая деформация при напряжении $\sigma = 0,3 \sigma_{0,2}^{77} = 150$ МПа изменяется крайне незначительно и составляет по окончании эксперимента продолжительностью 500 ч $\delta_{п} = 0,04$ % (рис. 66). При увеличении напряжения до 250 МПа ($\sigma = 0,5 \sigma_{0,2}^{77}$) накапливаемая деформация увеличивается и при $\tau = 500$ ч достигает $\delta_{п} = 0,08$ %.

При экстраполяции на период эксплуатации, принимаемый в настоящее время для низкотемпературных установок

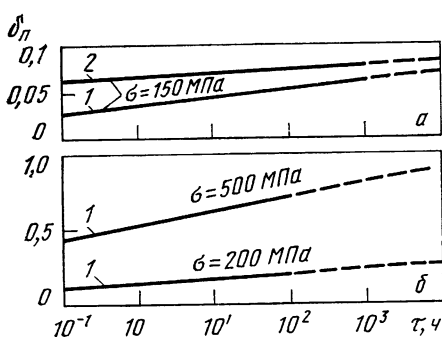


Рис. 66. Влияние продолжительности нагружения τ на величину остаточной пластической деформации $\delta_{п}$ стали 12X18H10T при 77 К (а) и 20 К (б):

1 — основной металл; 2 — сварное соединение

$2 \cdot 10^5$ ч, она не превышает 0,2 %. Это не может, как было показано выше, привести к сколько-нибудь заметному изменению основных механических свойств металла. В наплавленном металле сварного соединения накопление деформации происходит при 150 МПа. Экстраполяция на $2 \cdot 10^5$ ч при этом дает остаточную деформацию $\sim 0,1$ %.

Таким образом, для напряжений, принимаемых в расчетах статически нагруженных конструкций, ползучесть не должна представлять опасности с точки зрения поведения металла, что, как будет показано ниже, подтверждается оценкой свойств металла после длительной эксплуатации.

Остановимся на ползучести стали типа 12X18H10T в жидком водороде. По данным Л. Вейла, Д. Мугни и И. А. Гиндина, для стали типа 18-10 при $\sigma = 150$ МПа возможна скорость деформации в жидком водороде до 0,04 % в час. Однако продолжительность эксперимента по техническим трудностям не превышала соответственно 12 и 25 ч, в связи с чем скорость деформации была определена лишь для начального периода. Нами были проведены эксперименты продолжительностью до 500 ч на прутковом и листовом металле при напряжениях 200 и 500 МПа. При этом остаточная деформация при 200 МПа ($\sigma = 0,4 \sigma_{0,2}^{20}$) не превысила 0,2 %; экстраполяция на 10^4 ч дает значение остаточной деформации, не превышающей 0,25 % (рис. 66). При $\sigma = 500$ МПа начальная деформация составила 0,5 %, т. е. напряжение несколько превысило предел текучести. При продолжительности эксперимента до 100 ч деформация увеличилась до 0,7 %. Существенного отличия в поведении сварных образцов по сравнению с основным металлом не обнаружено.

Изучение структуры стали 12X18H10T показало, что при $\sigma = 500$ МПа в отдельных участках образуются линии скольжения и двойникования. Такое напряжение достаточно для пересечения дислокациями границ блоков, что проявляется в виде размывания границы и образования в ее зоне более тонкой субструктуры. Вместе с тем в микроструктуре не обнаружено наличия мартенсита, что подтверждается рентгеноструктурным анализом и согласуется с результатами других авторов. Таким образом, при напряжениях, обычно принимаемых в расчетах и равных или близких $0,4 \sigma_{0,2}^{20}$, существенного накопления пластической деформации при длительном нагружении в жидком водороде не обнаруживается.

Помимо изучения свойств металла, проведенного по испытанию гладких образцов, была оценена прочность металла по испытанию образцов с концентраторами напряжений в виде кольцевого надреза. При испытании на прочность при 77 К образцов исходного металла и образцов, простоявших в жидком азоте под напряжением $\sigma = 150$ МПа в течение 1000 ч, установлено, что свойства их совпадают.

Аналогичные результаты получены по испытанию образцов, нагруженных предварительно в жидком водороде напряжением $\sigma = 250$ МПа в течение 500 ч.

Оценка релаксации напряжений в стали 12Х18Н10Т при нагружении в жидком азоте показывает, что при исходном напряжении $\sigma_0 = 200$ МПа остаточное напряжение при продолжительности опыта $\tau = 2000$ ч составляет $\sigma_\tau = 60$ МПа, т. е. для образцов с расчетной длиной $l_p = 25$ мм при релаксации $\Delta_{пл} = 18$ мкм, где $\Delta_{пл} = [(\sigma_0 - \sigma_\tau) \cdot l_p] / E$. При

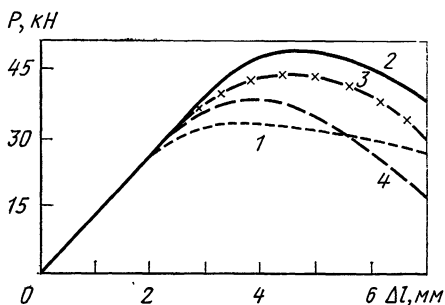


Рис. 67. Диаграммы внецентренного растяжения компактных образцов толщиной 20 мм из листовой стали 12Х18Н10Т при температуре испытания:

1 — 293 К; 2 — 173 К; 3 — 133 К; 4 — 77 К; надрез и трещина вдоль направления проката

этом накапливаемая относительная деформация составляет $\delta_n = 0,07$ %, что согласуется с данными испытаний на ползучесть.

В связи с общей проблемой оценки работоспособности металлов при наличии дефектов, в том числе трещин, в последние годы много внимания уделяется оценке критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} . Однако диаграммы внецентренного растяжения компактных образцов из стали типа 18-10 с концентраторами в виде щелевого надреза с инициированной трещиной не позволяют определить K_{Ic} прямым методом: трещина развивается плавно (рис. 67). Получаемые значения K_Q для листового проката, (например, лист толщиной 5—20 мм), не отвечают ограничениям, накладываемым на K_Q , в части обеспечения плоской деформации.

В связи с этим значения K_{Ic} для стали 08Х18Н10 определены К. А. Ющенко с использованием метода J -интеграла: с понижением температуры вязкость разрушения монотонно возрастает с 120 при 293 К до 200 МПа $\sqrt{м}$ при 4 К. Наряду со свойствами при статическом и динамическом нагружении необходимо знание поведения металла при многократном изменении силовых и температурных факторов.

Оценка малоцикловой усталости сталей типа 12Х18Н10Т, проведенная В. А. Стрижало на гладких образцах и авторами на образцах с концентратором напряжения в виде кольцевого надреза, показывает следующее (рис. 68). При отсутствии концентратора на базе до 10^3 циклов разрушающее напряжение как при комнатной, так

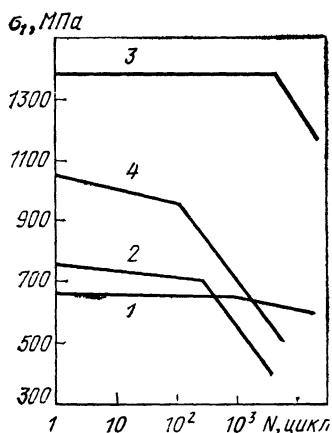


Рис. 68. Малоцикловая усталость стали 12Х18Н10Т при 293 К (1, 2) и 77 К (3, 4); пульсирующий цикл: 1, 3 — гладкие образцы; 2, 4 — образцы с надрезом

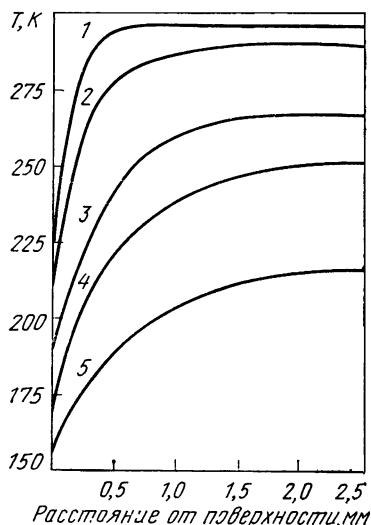


Рис. 69. Изменение температуры в зоне концентратора при погружении образца в жидкий азот (сталь 12Х18Н10Т): 1 — 1 с; 2 — 2 с; 3 — 4 с; 4 — 6 с; 5 — 10 с

и при низких температурах практически равно σ_v . При большем числе циклов в случае испытания при 293 К разрушающее напряжение снижается плавно до 10^4 циклов, причем характер разрушения квазистатический. При числе циклов более 10^4 разрушение носит усталостный характер и в явной форме видна зависимость $\sigma = f(N)$.

Однако при наличии концентратора это проявляется уже при числе циклов $N > 100$. Учитывая, что в реальных конструкциях всегда имеются различного рода концентраторы (надрез в резьбе, усиление сварного шва, галтель в паяном соединении) при числе циклов более 100 необходимо принимать во внимание снижение разрушающего напряжения по сравнению с временным сопротивлением. При

пульсирующем цикле для образцов с концентратором $K_T = 6$ в случае испытания на воздухе на базе $N = 10^4$ циклов $\sigma_0 = 300$ МПа по сравнению с $\sigma_b = 540$ МПа. С понижением температуры испытания σ_0 несколько увеличивается, достигая при 77°K $\sigma_0^{77} = 400$ МПа на базе 10^4 циклов.

Рассмотрим влияние многократных термических циклов: быстрое охлаждение в охлажденном газе — медленный отогрев теплым воздухом.

При оценке поведения металла при резком охлаждении его криогенной жидкостью важно определить термические напряжения в поверхностных слоях, ответственных, как известно, за образование поверхностных трещин. При попадании жидкости на металл его поверхность охлаждается, однако теоретически процесс ее охлаждения во времени описать сложно ввиду отсутствия точных сведений по изменению в первый момент коэффициента теплопередачи от жидкости к металлу. Для построения термокинетических кривых по результатам эксперимента применяли образцы из аустенитной стали 12Х18Н10Т, по оси которых были просверлены соосно наружной поверхности отверстия высокой точности. К внутренней поверхности образцов приваривали медь-константановую термопару. Отверстия в образцах заливали клеем БФ-2 во избежание попадания хладагента во внутреннюю полость. Несколько образцов с различными диаметрами отверстий погружали одновременно в жидкий азот, записывая при этом сигналы с термопар на 12-канальном шлейфовом осциллографе Н-115. По многократно полученным таким образом кривым охлаждения металла на различной глубине строили температурное поле в сечении образца (рис. 69). Некоторая ошибка эксперимента определяется отсутствием внутренних слоев металла, что несколько занижает значения температуры и уменьшает градиент температур по сравнению с реальными условиями.

Осевые термические напряжения, если они не превышают предела упругости, в цилиндре определяются в каждый момент времени как

$$\sigma = \alpha E \left[\left(2 \int_0^b T r dr \right) / b^2 - T \right] / (1 - \nu),$$

где b — радиус цилиндра; r — текущий радиус.

Изменение входящих в уравнение значений α , E , ν — в интервале температур $300\text{—}200^\circ\text{K}$, когда создается максимальный перепад по температурам, относительно невелико:

для $\alpha \leq 7\%$; для $E \leq 2\%$, для $\nu \leq 2\%$, что позволяет при оценочных расчетах принимать их постоянными.

Экспериментально полученные поля температур по сечению описывали параболлами k -го порядка: $T = Ar^k + C$, где A и C — константы. Величина k изменялась от 40 до 4 при времени с момента охлаждения от 1 до 10 с. Подставив значения температур в вышеприведенное уравнение и про-

ведя интегрирование, определяли поле напряжений (рис. 70).

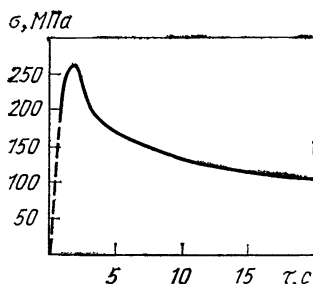
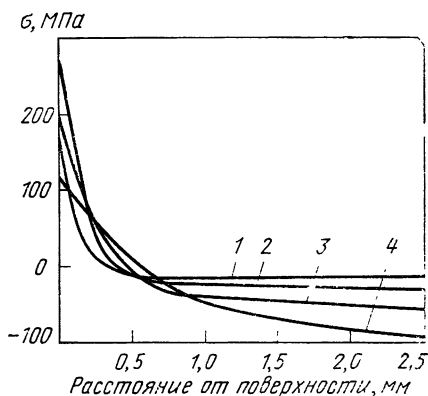


Рис. 70. Термические напряжения при попадании жидкого азота на поверхность образца диаметром 5 мм из стали 12Х18Н10Т:

1 — 1 с; 2 — 2 с; 3 — 4 с; 4 — 10 с

Рис. 71. Изменение термических напряжений на поверхности образца диаметром 5 мм из стали 12Х18Н10Т после погружения его в жидкий азот

Максимальные растягивающие термические напряжения в поверхностном слое через ~ 2 с с момента погружения в жидкий азот достигают значения 270 МПа (рис. 71).

Таким образом, в поверхностном слое аустенитной стали при попадании на нее большой массы сжиженных газов возникают термические напряжения, соизмеримые с пределом текучести и значительно выше напряжений, закладываемых в расчет.

При охлаждении образцов или металла больших сечений термические напряжения в поверхностном слое будут близки к полученным, так как даже в образцах принятых размеров температура удаленных от поверхности слоев снижается относительно медленно.

При попадании на металл других криогенных продуктов отличие будет в изменении коэффициента теплоотдачи от металла к жидкости, например для жидкого гелия коэффи-

коэффициент теплоотдачи к металлу в стационарном режиме равен $230 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ по сравнению со $180 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ для жидкого азота. Это, естественно, приведет к соответствующему росту термических напряжений.

Наиболее сложные условия при многократном охлаждении возникают в зонах концентраторов напряжений. Анализ полученных экспериментальных данных по термической усталости показывает, что зависимость число циклов N — напряжение имеет вид $N = c \cdot e^{-k\sigma}$, где c и k — коэффициенты, зависящие от физических свойств материала, его структуры, температурного перепада в цикле, концентрации напряжений и ряда других факторов.

Это уравнение можно переписать в виде $\sigma = A - B \lg N$, где $A = \ln c/k$, $B = 1/(k \cdot M)$; M — модуль десятичных логарифмов.

Тогда в полулогарифмических координатах зависимость $\sigma = f(\lg N)$ принимает вид прямой линии (рис. 72).

При термоциклировании воздух — жидкий азот — воздух ненагруженных гладких образцов из стали 12Х18Н10Т остаточной макропластической деформации металла не наблюдается. Эксперименты показывают, что накопление макропластической деформации будет происходить в случае напряжений $\sigma > 0,4 \sigma_{0,2}$, при этом с ростом числа циклов и напряжений увеличивается величина $\delta_{п.т}$ (рис. 73). При термоциклировании такие характеристики, как σ_v и ψ , не изменяются. Относительное удлинение уменьшается на величину, близкую к остаточной пластической деформации при термоциклировании.

Накопление пластической деформации в метастабильной стали, какой является сталь 12Х18Н10Т, вызывает существенное изменение предела текучести. При этом, в случае последующего растяжения при 293 и 185 К происходит увеличение предела текучести, более интенсивное при первых циклах, процесс роста $\sigma_{0,2}^T$ затухает с увеличением числа циклов. В случае испытания при 77 К при числе термических циклов 10—100 наблюдается некоторое падение $\sigma_{0,2}^{77}$ (рис. 74). Анализ зависимости $\sigma_{0,2} = f(N)$ образцов после термоциклирования под напряжением $\sigma = 0,9 \sigma_{0,2}$ также выявляет аномальное изменение $\sigma_{0,2}$ с температурой и числом термических циклов: $\sigma_{0,2}^{77} < \sigma_{0,2}^{185} < \sigma_{0,2}^{293}$ при числе циклов 10 и более (отметим, что при меньшем числе термических циклов испытания не проводились). К числу циклов 1000 значения $\sigma_{0,2}$, полученные при трех температурах испытания, становятся близкими друг другу. Такая анома-

лия может быть объяснена достижением в каждом конкретном случае критических условий, обуславливающих начало превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$, интенсифицирующего пластическую деформацию [116].

В случае наличия концентраторов типа надреза возникающие при попадании ожигенного газа на «теплый» металл термические напряжения, суммируясь с напряжениями от внешних нагрузок, уменьшают долговечность образцов (рис. 72). В экс-

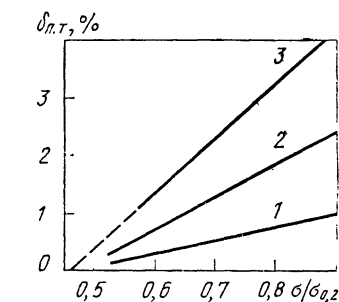
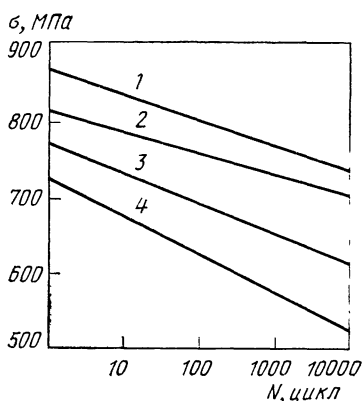


Рис. 72. Диаграммы термической усталости аустенитной стали 12X18H10T, поперечные образцы:

1, 2 — основной металл; 1 — лист толщиной 12 мм; 2 — прутки диаметром 16 мм; 3, 4 — сварное соединение; 3 — надрез по зоне сплавления; 4 — надрез по центру шва; образцы с надрезом ($K_T=4$)

Рис. 73. Накопление пластической деформации в стали 12X18H10T при термоциклировании 293 ± 77 К после 10 циклов (1), 100 циклов (2) и 1000 циклов (3)

перименте разрушающее напряжение образца с надрезом при термоциклировании на базе 10^4 циклов было выше σ_B .

Анализ свойств стали 12X18H10T после длительного статического нагружения, малоциклового нагружения и термоциклического воздействия показывает, что при напряжениях $\sigma \leq 0,7 \sigma_{0.2}$ сталь может успешно эксплуатироваться в течение длительного времени, при этом изменение свойств ее не будет представлять опасности с точки зрения сохранения работоспособности. Этот вывод подтверждается результатами испытаний основного металла и сварного соединения, вырезанных из донной части кислородного резервуара, эксплуатировавшегося $65 \cdot 10^3$ ч.

Сравнивали структуру и механические свойства стали

после длительной эксплуатации и после дополнительной аустенитизации при 1000 °С с охлаждением на воздухе. Проводили испытания на растяжение цилиндрических пятикратных образцов диаметром 5 мм, цилиндрических образцов диаметром 7 мм с надрезом глубиной 1 мм и радиусом в надрезе 0,05 мм, сварных плоских пятикратных образцов с рабочим сечением 8×10 мм, на ударный изгиб образцов 5×10×55 с надрезом радиусом 0,25 и 1 мм и глубиной 2 мм.

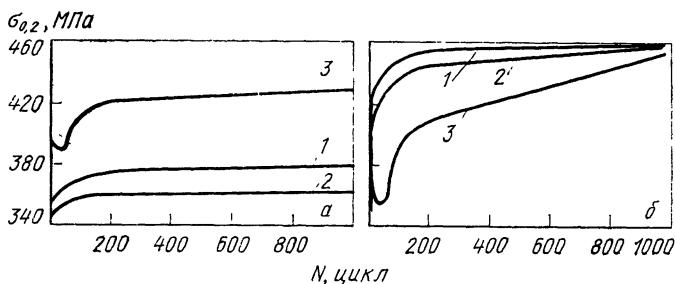


Рис. 74. Изменение $\sigma_{0,2}$ при термоциклировании стали 12X18H10T:
 а — ненагруженные образцы; б — нагруженные образцы ($\sigma=300$ МПа);
 1 — 293 К; 2 — 185 К; 3 — 77 К

Предел текучести образцов при 293 К металла после эксплуатации выше на 12 % по сравнению с аустенитизированным металлом, что можно объяснить некоторым наклепом металла при изготовлении днищ. Показатели пластичности отличаются незначительно; отношение $\sigma_{в.к}/\sigma_{в.к}$ практически одинаково. Ударная вязкость после аустенитизации несколько выше, хотя для металла после эксплуатации значение KCU^{77} выше, чем минимально получаемые для листового проката.

Фрактографический анализ показал, что во всех случаях при 77 К разрушение в основном происходит по вязкому механизму, хотя наблюдаются отдельные участки разрушения по границам зерен.

По данным испытаний сварного соединения при 293 и 77 К (табл. 20) видно, что оно обладает удовлетворительной прочностью и вязкостью, при этом в случае надреза по центру шва $KCV=0,3$ МДж/м². Из данных табл. 20 видно, что при 77 К прочность сварного соединения вдвое меньше прочности основного металла. Таким образом, по результатам статических и динамических испытаний установлено, что длительная эксплуатация при 90 К не привела к

Таблица 20. Прочность, пластичность и вязкость сварного соединения стали 12Х18Н10Т после длительной эксплуатации ($\sigma=100$ МПа; $\tau=65 \cdot 10^3$ ч)

Т, К	$\sigma_{\text{св}}$, МПа	$\sigma_{\text{св}}/\sigma_{\text{в}}$	δ , %	КСУ, МДж/м ²			КСВ, МДж/м ²	
				ц. ш	з. с	з. т. в	ц. ш	з. с
293	600	0,95	54	1,3	1,4	1,6	1,0	1,3
77	750	0,5	25	0,37	0,7	1,6	1,3	0,6

Примечание. ц. ш. — центр шва, з. с. — зона сплавления, з. т. в. — зона термического влияния.

существенному изменению характеристик пластичности и вязкости основного металла и сварного соединения.

При многоцикловом нагружении определяющим является циклическая прочность. Испытания гладких полированных образцов при чистом изгибе с вращением показывают, что с понижением температуры предел выносливости на базе 10^6 цикл увеличивается практически вдвое: минимальные значения, по данным различных авторов, равны $\sigma_{-1\text{и}} = 250$ и 470 МПа соответственно при 293 и 77 К. Наличие концентраторов резко уменьшает как значение $\sigma_{-1\text{и}}$ при 293 К, так и приращение его с понижением температуры, которое для образцов с острым надрезом составляет не более 10 % по сравнению с данными при 293 К. Следует отметить, что выносливость стали существенно зависит от величины зерна; так, по данным работы [129], при 293 К предел выносливости может уменьшиться на 30 % за счет укрупнения зерна, что характерно для сварного соединения в зонах сплавления и термического влияния.

В практическом плане наибольший интерес представляют данные по циклической прочности крупногабаритных образцов сварных соединений, испытываемых при знакопостоянном растяжении или двухосном изгибе.

Для циклических испытаний взят листовой прокат толщиной 20 мм из стали 12Х18Н10Т с химическим составом, %: 0,08 С; 1,34 Мн; 17,8 Cr; 10,5 Ni; 0,50 Ti; 0,35 Si; 0,008 S; 0,030 Р. Его свойства (на поперечных образцах): при 293 К $\sigma_{\text{в}}=660$ МПа; $\sigma_{0,2}=290$ МПа; $\delta_5=58$ %; $\psi=75$ %; КСУ=2,5 МДж/м²; при 77 К значения характеристик соответственно равны 1520 МПа; 450 МПа; 43 %; 55 %; 2,5 МДж/м².

Испытанные при одноосном знакопостоянном нагружении сварные образцы полного профиля шва (двусторонняя автоматическая сварка под флюсом АН-26с с присадкой

проволоки Св — 04Х19Н9) имели в рабочей зоне сечение 30×20 мм². Испытанные при двухосном изгибе образцы представляли собой шарнирно опертые диски толщиной 20 мм и диаметром в зоне опоры 300 мм.

На базе 10^6 циклов предел выносливости сварных образцов при знакопостоянном растяжении с коэффициентом асимметрии цикла $R_\sigma = 0,2$ при 293 К равен $\sigma = 120$ МПа, при 77 К он увеличивается до 160 МПа. Анализ результатов испытаний крупногабаритных дисков показал, что для основного металла при пульсирующем нагружении ($R_\sigma = 0$) на базе 10^6 циклов в случае двухосного изгиба при 293 К $\sigma_{\text{и}} = 360$ МПа; для сварного соединения $\sigma_{\text{и}}^{\text{св}} = 210$ МПа. При 77 К предел выносливости сварных образцов возрастает на 30 %, достигая $\sigma_{\text{и}}^{\text{св}} = 300$ МПа [121].

Снятие усиления шва заподлицо с основным металлом несколько увеличивает циклическую прочность сварных соединений (~ 5 %). Проведена оценка предела выносливости при двухосном знакопостоянном изгибе с использованием зависимости И. А. Одингга

$$\sigma_{-1} = \sigma_R \sqrt{(1 - R_\sigma)/2},$$

где σ_{-1} и σ_R — пределы выносливости симметричного и асимметричного циклов соответственно; R_σ — коэффициент асимметрии цикла.

При 293 К для основного металла листового проката $\sigma_{-1\text{и}} = 260$ МПа, что практически равно приведенному выше значению $\sigma_{-1\text{и}}$, полученному при испытании гладких образцов. Это подтверждает данные о малой чувствительности при 293 К стали 12Х18Н10Т к масштабному фактору при циклическом нагружении, что отмечалось ранее [122].

При испытании в жидком азоте для гладких круглых образцов диаметром 7—10 мм $\sigma_{-1\text{и}}^{77} = 470$ МПа, в то время как для крупногабаритных дисковых образцов $\sigma_{-1\text{и}}^{77} = 320$ МПа, т. е. на 32 % меньше, что соответствует общей закономерности влияния масштабного фактора. Такое несоответствие между отсутствием проявления масштабного фактора при 293 К и проявлением при 77 К можно объяснить снижением пластичности стали 12Х18Н10Т и протеканием в ней структурных изменений. Стали типа 18—10 при наличии трещин обладают удовлетворительной циклической прочностью, часто даже более высокой по сравнению с вновь разрабатываемыми аустенитными сталями, упрочненными, например, за счет легирования азотом.

Наряду со сталями аустенитного класса в последнее время начинают применяться хромоникелевые стали переходного аустенито-мартенситного класса.

В зависимости от содержания элементов в сталях, где основными легирующими элементами являются хром и никель, можно получить стали, температура начала мартенситного превращения которых составляет 20—60 °С. Как указывает Я. М. Потак [103], с увеличением содержания

Таблица 21. Основной химический состав (%) некоторых хромоникелевых аустенито-мартенситных сталей

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Прочие
	не более					
09X15H8Ю	0,09	0,8	0,8	14,0—16,0	7,0—9,4	0,7—1,3 Al
07X16H6	0,05—0,09	0,8	0,8	15,5—17,5	5,0—8,0	—
09X17H7Ю	0,09	0,8	0,8	16,0—17,5	7,0—8,0	0,5—0,8 Al
09X17H7Ю1	0,09	0,8	0,8	16,5—18,0	6,5—7,5	0,7—1,1 Al
08X17H5M3	0,06—0,10	0,8	0,8	16,0—17,5	4,5—5,5	3,0—3,5 Mo

практически всех легирующих элементов температура мартенситного превращения таких сталей понижается и сталь из мартенситного класса переходит в аустенитный. При таком переходе меняются физико-механические свойства стали. После закалки стали переходного класса содержат главным образом аустенит, хотя сталь может содержать и некоторое количество мартенсита. Охлаждение стали до 220—200 К и выдержка при этой температуре приводят к распаду аустенита с образованием мартенсита (до 90 %). При этом увеличивается предел текучести (и в меньшей степени временное сопротивление). Дальнейший рост прочности возможен при дополнительном старении стали при 200—500 °С.

Основной химический состав некоторых отечественных сталей переходного класса приведен в табл. 21. Наибольшее распространение получила сталь 07X16H6 (СН-2а). Сложность применения таких сталей заключается главным образом в нестабильности механических свойств, что обусловлено большой чувствительностью структуры к содержанию легирующих элементов (в пределах допускаемого по ГОСТ или ТУ химического состава). Так, для стали 07X16H6 с максимальным допускаемым содержанием углерода (0,095 %) и средним содержанием хрома (16,28 %) предел текучести после закалки с 1050 °С составляет 900 и

350 МПа при содержании никеля соответственно 5,5 % (близкое к минимально допустимому) и 6 %. Изменение содержания никеля от 6 до 8 % в этом случае практически не изменяет предела текучести. В случае дополнительной обработки стали холодом (выдержка при 203 К в течение 2 ч) $\sigma_{0,2}$ составляет 1150 и 400 МПа при содержании никеля соответственно 5,5 и 8 %.

Временное сопротивление после закалки или закалки и низкотемпературной обработки в меньшей степени зависит от содержания никеля, хотя его колебание достигает ± 20 %. На практике содержание никеля в стали должно составлять $6,6 \pm 0,6$ %, что вызывает трудности в металлургическом производстве, хотя такая задача принципиально разрешимая.

Из проблем металлургического производства стали отметим необходимость борьбы с водородным насыщением, что может приводить в дальнейшем к внезапным разрушениям при статическом нагружении сталей данного типа.

Сталь 07X16H6, выпускаемая в виде листового и сортового проката, проходит закалку с 980—1050 °С, что обеспечивает полное растворение карбидов. Охлаждение после аустенитизации проводят достаточно быстро, особенно в интервале 750—650 °С, с целью подавления выпадения карбидов. Отметим, что последующий нагрев и выдержка в этом интервале, например в случае использования сварки, вызывают выпадение карбидов $(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6$. Это наблюдается даже у стали, содержание углерода в которой находилось на нижнем допустимом уровне (0,052 % С) [123]. Такое изменение структуры ведет к резкому снижению вязкости стали при низких температурах.

В закаленном состоянии сталь обладает пластичностью, обеспечивающей удовлетворительную холодную деформируемость, например, при штамповке. Оптимальной является термическая обработка по следующему режиму: закалка с 1000 °С в воде, обработка холодом, выдержка в течение 2 ч при 203 К, отпуск при 250—450 °С в течение 2 ч. Перерыв между закалкой и обработкой их холодом не должен превышать двух суток. Допустимая температура эксплуатации детали (сталь применяется по данным различных авторов до температуры 20 К) тем ниже, чем ниже температура отпуска. Типичные механические свойства стали 07X16H6 при низких температурах приведены в табл. 22 [124].

Относительная прочность металла при наличии концентратора в виде надреза при всех температурах выше едини-

Т а б л и ц а 22. Механические свойства стали 07Х16Н6 при низких температурах

Т, К	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{B.K}$	$\sigma_{B.T}$	δ_5	ψ	ψ_K	KCU	KCV	KCT
	МПа				%			МДж/м²		
293	1230	1040	2100	1240	21	67	30	1,30	1,00	0,85
203	1340	1150	2350	1230	20	68	35	1,10	0,84	0,64
173	1420	1230	2440	1280	25	68	28	0,96	0,80	0,60
77	1690	1490	2890	1500	23	66	27	0,80	0,60	0,35
20	1920	1760	3000	920	12	50	8	0,70	0,50	0,25

П р и м е ч а н и е. Термическая обработка: закалка с 980 °С на воздухе, обработка холодом при -70 °С, 2 ч, отпуск при 250 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе; пруток диаметром 15 мм.

цы: 1,7 при 293, 203, 173 и 77 К и 1,5 при 20 К. Пластичность в надрезе резко падает при переходе от 77 к 20 К: с 27 до 8 %.

В случае наличия в образце предварительно нанесенной на вибраторе трещины временное сопротивление при 293 К равно временному сопротивлению гладкого образца. С понижением температуры отношение $\sigma_{B.T}/\sigma_B$ уменьшается: при 203, 173, 77 и 20 К оно равно соответственно 0,92; 0,9; 0,89 и 0,48, т. е. при переходе от испытаний в жидком азоте к испытаниям в жидком водороде прочность при наличии трещины уменьшается почти вдвое. Как видно из приведенных выше данных, определенное падение $\sigma_{B.K}/\sigma_B$ при таком переходе наблюдалось и в случае механического надреза.

Таким образом, по данным испытаний на статическое растяжение и ударную вязкость в сложных условиях нагружения сталь работоспособна до 77 К. К аналогичным выводам можно прийти и при фрактографическом анализе поверхностей разрушения образцов после статического изгиба [125]: при 77 К наряду с вязким наблюдается межзеренное хрупкое разрушение.

Вязкость разрушения стали 07Х16Н6 уменьшается при понижении температуры [135]: так, если при 293 К $K_{Ic} = 72 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$, то при 77 К $K_{Ic} = 43 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$. Величина критического коэффициента интенсивности напряжений существенно зависит от термической обработки и от содержания γ -фазы в структуре; например, при 20 К уменьшение содержания γ -фазы с 12 до 4 % ведет к снижению K_{Ic} с 55 до 37 МПа $\sqrt{\text{м}}$ [101, с. 132—134].

Рассмотрение данных по малоцикловой усталости при мягком пульсирующем растяжении образцов с надрезом, выполненных из стали 07X16H6, прошедшей закалку, низкотемпературную выдержку и старение, показывает, что при комнатной температуре и в жидком азоте после 20—30 циклов начинается интенсивное уменьшение номинального разрушающего напряжения [136]. При числе циклов 10^3 разрушающее напряжение при 293 К составляет $\sigma \approx 0,7 \sigma_{в.к} \approx \sigma_{в}$; при 77 К $\sigma = 0,65 \sigma_{в.к} \approx 0,9 \sigma_{в}$ [101, с. 134]. По данным многоцикловых испытаний гладких образцов при круговом изгибе предел выносливости стали 07X16H6 увеличивается с понижением температуры от 293 до 77 К с 550 до 840 МПа, при этом $\sigma_{-1и} \sim 0,45 \sigma_{в}$ и $\sigma_{-1и}^{77} \sim 0,42 \sigma_{в}^{77}$.

Стали переходного класса свариваются. После сварки соединения рекомендуется подвергать закалке, хотя она и необязательна. При этом в случае отработанной технологии и соответствующих присадочных материалов при наличии термической обработки сварных соединений их прочность при 293 К достигает 1200 МПа, т. е. значительно больших значений, чем это характерно для аустенитных хромоникелевых сталей. В случае, если после сварки термическая обработка не производится, прочность сварных соединений составляет лишь 650—750 МПа, т. е. находится на уровне прочности аустенитных сталей. Обусловлено это тем, что рядом со швом в сварном соединении образуется зона с аустенитной структурой. Вместе с тем наличие такой зоны предотвращает образование холодных сварочных трещин.

Сталь 07X16H6 удовлетворительно паяется низко- и высокотемпературными припоями. При пайке медьсодержащими припоями сталь требует нанесения барьерного защитного слоя во избежание хрупкого разрушения паяного соединения. Обработка резанием стали 07X16H6 в закаленном состоянии практически аналогична обработке резанием стали типа 18-10. Предпочтительнее проводить механическую обработку стали после отжига при 780 °С и отпуска при 680 °С. После механической обработки проводят полный цикл термической обработки.

Наряду со сталью 07X16H6 в машиностроении применяются аустенито-мартенситные стали 09X15H8Ю, 09X17H7Ю, 09X17H7ЮА. После аустенитизации указанные стали подвергаются низкотемпературной обработке при 203 К, что обеспечивает мартенситное превращение и в связи с этим повышение $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{в}$. Дальнейшее упрочнение обеспечивается при старении за счет образования интерме-

таллидной фазы типа Ni_3Al . Максимум упрочнения при этом достигается в период, когда интерметаллидная фаза когерентно связана с решеткой мартенсита. Указанные стали имеют технологические свойства, аналогичные технологическим свойствам стали 07X16H6. В термически обработанном состоянии на максимальную прочность их использование целесообразно до температур по крайней мере 200 К. Сведений о поведении сталей при более низких температурах пока недостаточно.

Резкое снижение пластичности и ударной вязкости при переходе от испытания при 203 К к испытанию при 77 К для стали 09X15H8Ю после закалки, обработки холодом и старения при 450 К свидетельствует о необходимости более подробного изучения свойств сталей, содержащих алюминий, при температурах ниже 200 К с целью уточнения температурного интервала их применения. По-видимому, так же как и для стали 07X16H6, старение сталей, легированных алюминием, предпочтительнее проводить при 200—300 °С в случае, если они предназначены для изготовления деталей, работающих при температурах ниже 200 К.

Рассмотренные стали переходного класса обладают хорошей коррозионной стойкостью в атмосферных условиях. Они могут применяться и в слабо агрессивных средах; для более агрессивных сред используется сталь 08X17H5M3. Оценивая в целом хромо-никелевые аустенито-мартенситные стали, отметим, что они позволяют значительно снизить металлоемкость деталей по сравнению, например, с аустенитными сталями. Однако, учитывая их более высокую прочность и возможность колебания физико-механических свойств, стали переходного класса требуют строгого соблюдения технологии производства на всех его стадиях, начиная с металлургического процесса.

8. ХРОМОНИКЕЛЕМАРГАНЦЕВЫЕ СТАЛИ

В зависимости от соотношения элементов в системе Fe—Cr—Ni—Mn можно получить стали аустенитного, аустенито-мартенситного, аустенито-ферритного классов (табл. 23). Аустенито-ферритная сталь 08X18Г8H2Т применяется в установках с температурой эксплуатации до 220 К [133]. Первой освоенной и широко применяемой отечественной сталью для низкотемпературных сварных конструкций была сталь 10X14Г14H4Т, предложенная группой сотрудников ЦНИИчермета им. Бардина И. П. под руководством проф. А. А. Бабакова. Минимальное содержа-

Т а б л и ц а 23. Основной химический состав, %, аустенитных хромомарганценикелевых сталей

Марка стали	С	Cr	Mn	Ni	Ti
	не более				
10X14Г14Н4Т	0,1	13,0—15,0	13,0—15,0	2,8—4,5	5 (C—0,02)— —0,6
20X13Н4Г9	0,15—0,30	12,0—14,0	8,0—10,0	3,7—4,7	—
08X18Г8Н2Т	0,08	17,0—19,0	7,0—9,0	1,8—2,8	0,20—0,50

ние хрома в этой стали равно 13 %, что обеспечивает удовлетворительную коррозионную стойкость в промышленной атмосфере (балл 6 по ГОСТ 13819—68).

С учетом границ существования аустенита в системе Cr—Mn—Ni (рис. 75) сталь 10X14Г14Н4Т должна иметь аустенитную структуру. На практике в виду неизбежных металлургических примесей в отдельных плавках наблюдается небольшое количество δ -феррита. В случае пластической деформации происходит распад аустенита, при этом количество образующихся ϵ - и α -фаз зависит от температуры и степени деформации. Исследования структуры стали 10X14Г14Н4Т после деформации при 293, 77, 20 и 4 К показали, что наиболее интенсивно распад γ -фазы происходит при деформации в жидком азоте [125]. При малой деформации (3—10 %) в жидком водороде и в жидком гелии обнаружено рентгенографическим методом образование ϵ -фа-

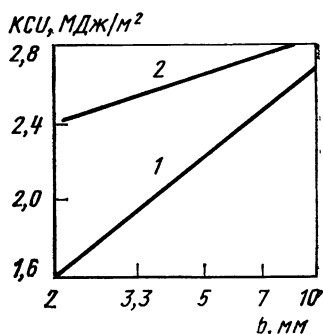
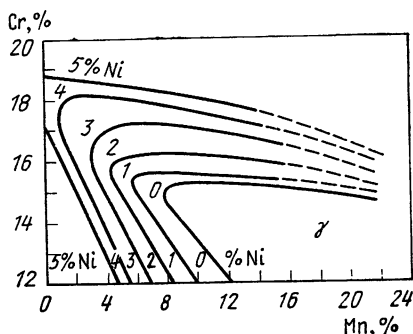


Рис. 75. Границы γ -области в хромомарганцевых сталях (цифры — % Ni)

Рис. 76. Зависимость ударной вязкости стали 10X14Г14Н4Т от толщины образца: 1 — 293 К; 2 — 77 К

зы, которая при больших деформациях исчезает. Несмотря на распад аустенита, сталь при деформировании вплоть до разрушения имеет высокую пластичность при температурах до 77 К включительно: удлинение в жидком азоте $\delta_5^{77} \geq 40\%$. При испытании в жидком водороде наблюдается минимум в зависимости $\delta = f(T)$, после чего в жидком гелии удлинение несколько возрастает. Оценивая влияние концентратора напряжений на прочность, отметим, что при 77 К $\sigma_{в.к}/\sigma_{в.к} = 0,75$ для цилиндрических образцов диаметром 7 мм с надрезом глубиной 1 мм и радиусом в надрезе 0,1 мм (при 293 К $\sigma_{в.к}/\sigma_{в.к} = 1,1$). При этом $\psi_k^{77} > 10\%$, т. е. близко к значениям для стали 12X18H10T. При испытании в жидком водороде прочность при наличии концентратора становится меньше на 10 %, чем при 293 К. Ударная вязкость стали 10X14Г14Н4Т с понижением температуры несколько уменьшается, однако даже при 4 К $KCU \geq 2,0$ МДж/м². Для отдельных плавок имеет место практическое совпадение значений KCU при 293 и 77 К. При испытании на ударную вязкость в зоне разрушения происходит расслоение металла, как показывает металлографический анализ по δ -ферриту.

С уменьшением толщины образца, как и для стали 12X18H10T, наблюдается снижение ударной вязкости (рис. 76), что необходимо принимать во внимание при сопоставлении ее значений для листового проката толщиной менее 10 мм. С переходом от 293 к 77 К различие в ударной вязкости образцов различной толщины уменьшается. Так, при 293 К с переходом от толщины 10 мм к 2 мм KCU падает на 45 %, при 77 К на 15 %. Для стали 12X18H10T это уменьшение вязкости составляло при 293 и 77 К соответственно 40 и 25 % (рис. 64). Таким образом, изменение влияния масштабного фактора на KCU с понижением температуры для хромомарганценикелевого аустенита несколько больше, чем для хромоникелевого.

Высокая деформационная способность стали 10X14Г14Н4Т подтверждается исследованиями поведения стали при внецентренном растяжении компактного образца с трещиной, предварительно «выращенной» вдоль направления проката. Диаграммы деформирования рассматриваемой стали при 293, 173, 123 и 77 К идентичны диаграммам стали 12X18H10T. При снижении температуры наблюдается слабый рост максимальной нагрузки: при 170 К не превышает 5 %; при 130 и 77 К превышение нагрузки по сравнению с нагрузкой при комнатной температуре практически не наблюдается.

Ввиду низкого предела текучести и высокой пластичности металла выполнение требований стандартизированного метода определения K_{Ic} , принятого для оценки вязкости разрушения в ряде стран, в том числе странах СЭВ, не представляется возможным, так как это потребовало бы испытания образцов толщиной более 100 мм, что практически осуществить трудно. В связи с этим значение K_{Ic} определяли с использованием J -интеграла на компактном образце толщиной 20 мм. Критический коэффициент интенсивности напряжений стали 10X14Г14Н4Т при 293 К составляет $K_{Ic}(J) = 103 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$, что несколько меньше по сравнению с данными по стали типа 18-10; $K_{Ic}(J) = 120 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

Оценка накопления пластической деформации стали 10X14Г14Н4Т при длительном нагружении в жидком азоте показала, что при напряжении $\sigma = 180 \text{ МПа}$ ($\sigma = 0,45 \sigma_{0,2}^{77}$) и продолжительности нагружения до 1000 ч $\delta_n \leq 0,2\%$. Учитывая логарифмический закон накопления деформации при ползучести, ожидаемая δ_n на базе 10^5 не превысит 0,3 %. Повышение напряжения вдвое ($\sigma = 0,85 \sigma_{0,2}^{77} = 350 \text{ МПа}$) ведет к более интенсивной деформации и при продолжительности эксперимента до 1000 ч δ_n достигает 1,2 %. При испытании на ползучесть при 77 К пластическая деформация накапливается в стали 10X14Г14Н4Т больше, чем в 12X18Н10Т. Однако даже в худших из возможных случаях за период эксплуатации она не превысит 1,5 %.

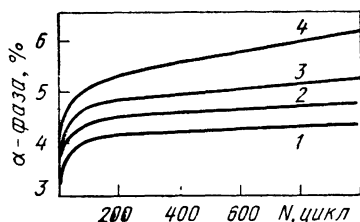
Одна и та же пластическая деформация при одноосном статическом растяжении и при ползучести оказывает одинаковое воздействие на структурные изменения в аустенитных сталях. При 77 К в соответствии с приведенными выше данными появление ϵ -фазы происходит при деформации более 3 %, поэтому не следует ожидать превращений в стали в случае длительной эксплуатации при статических нагрузках и, таким образом, ухудшения ее механических характеристик. Это подтверждается длительными испытаниями образцов с надрезом. С целью ужесточения условий нагружения металла испытывали образцы при номинальных напряжениях 350 и 500 МПа. После длительного (до 1500 ч) пребывания под нагрузкой механические свойства стали практически остаются без изменения.

В случае низкотемпературного термоциклирования ($293 \rightleftharpoons 77 \text{ К}$) под нагрузкой, как и для стали 12X18Н10Т, в стали 10X14Г14Н4Т происходит накопление остаточной

пластической деформации и увеличение содержания α -фазы (рис. 77). Одновременно происходит рост предела текучести, исключение составляет $\sigma_{0,2}^{77}$ на образцах, прошедших малое число циклов.

Остальные механические свойства металла после термоциклирования, в том числе под напряжением до $\sigma = 0,9 \sigma_{0,2}$, остаются практически неизменными при темпе-

Рис. 77. Изменение содержания магнитной фазы в стали 10X14Г14Н4Т при термоциклировании $293 \leftrightarrow 77$ К: 1 — $\sigma = 0$; 2 — $\sigma = 0,7 \sigma_{0,2}$; 3 — $\sigma = 0,8 \sigma_{0,2}$; 4 — $\sigma = 0,9 \sigma_{0,2}$; $\sigma_{0,2} = 300$ МПа



ратурах испытания 293 и 77 К. Оценка прочности стали 10X14Г14Н4Т по данным термоциклических испытаний образцов с надрезом показывает, что при $N \leq 10^4$ циклов разрушающее напряжение $\sigma \geq \sigma_b$, что позволяет гарантировать работоспособность металла при многократных резких охлаждениях, наблюдаемых в низкотемпературных конструкциях.

Малоцикловое нагружение (до 1000 ц) при 293 К с пульсирующим растяжением и максимальным напряжением цикла 390 МПа, проведенное на гладких цилиндрических образцах диаметром 5 мм, приводит к накоплению пластической деформации, рост которой затухает по экспоненте. При $N=1000$ величина $\delta_{п.м} = 2\%$, при этом происходит изменение $\sigma_{0,2}$ стали. Остальные механические свойства практически не изменяются. Измерения при 293 К показывают рост $\sigma_{0,2}$ с 300 до 400 МПа. При 77 К $\sigma_{0,2}^{77}$ снижается по экспоненте: с 410 до 350 МПа при $N=100$ и до 340 МПа при $N=1000$. Однако даже при экстраполяции на $N=10000$ его значение выше, чем при комнатной температуре. Уменьшение $\sigma_{0,2}^{77}$ можно объяснить появлением $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения, как это наблюдается при термоциклировании.

Оценку сопротивления стали 10X14Г14Н4Т многоцикловому нагружению проводили по испытаниям при 293 и 77 шарнирноопертых по контуру дисков диаметром 310 мм, толщиной 20 мм, нагружаемых по кольцу диаметром 100 мм с частотой 8 Гц. Минимальное напряжение в цикле состав-

ляло 100 МПа. Для принятой базы испытаний $N=10^6$ максимальное напряжение, соответствующее разрушению, составляло 325 и 420 МПа соответственно при 293 и 77 К, т. е. увеличение циклической прочности с понижением температуры составляет 30 %.

Фрактографический анализ зоны усталостного излома показывает, что разрушение в жидком азоте, как и при комнатной температуре, происходит с образованием вязких бороздок.

Определяли также относительную глубину зоны стабильного развития трещины $\lambda_s = l_s/h$, где l_s — глубина зоны стабильного развития трещины; h — толщина диска.

По мере снижения разрушающей нагрузки (увеличения числа циклов до разрушения) λ_s увеличивается и при $N=10^6$ достигает $\lambda_s=0,25$. Сварные соединения, определяющие работоспособность большинства конструкций для указанных сталей при циклическом нагружении, равнопрочны при 293 К, хотя с переходом к испытаниям при 77 К заметно преимущество сварных соединений стали 12Х18Н10Т.

В целом оценивая экономнолегированную никелем сталь 10Х14Г14Н4Т как свариваемый материал с учетом существующих норм расчетов на прочность, можно утверждать, что эта сталь является полноценным заменителем стали 12Х18Н10Т для многих элементов низкотемпературных установок при температуре эксплуатации до 70 К. Такая замена требует корректировки ряда технологических процессов, вызванной особенностями стали, например холодной штамповки деталей ввиду более высокого коэффициента упрочнения хромомарганценикелевого аустенита по сравнению с хромоникелевым [126].

9. ХРОМНИКЕЛЕМАРГАНЦЕВЫЕ СТАЛИ С АЗОТОМ

Низкий предел текучести хромомарганценикелевого аустенита, например стали 10Х14Г14Н4Т, не позволяет получить снижение металлоемкости деталей при переходе от хромоникелевых сталей к хромомарганценикелевым. В связи с этим внимание исследователей направлено на упрочнение хромоникелемарганцевого аустенита главным образом за счет введения в него азота, хотя в последнее время целесообразность этого ставится под сомнение [127].

Аустенитная сталь 12Х17Г9АН4 в сварных соединениях без последующей термической обработки имеет резко выраженную зону термического влияния сварки, обладающую низкой вязкостью. С целью понижения допустимой темпе-

ратуры эксплуатации необходимо уменьшить содержания углерода в стали. Дальнейшее улучшение хладостойкости возможно за счет модифицирования стали. В начале 60-х годов были проведены исследования стали 12Х25Н16Г7АР с целью использования ее в низкотемпературных установках [128, 139]. Однако, как и сталь 12Х17Г9АН4, она оказалась малопригодной для сварных конструкций, работающих при температурах 20 — 4 К. Разработанная впоследствии сталь 03Х20Н16АГ6, близкая по основному химическому составу стали 12Х25Н16Г7АР, но отличающаяся пониженным содержанием хрома и низким содержанием углерода, исключила необходимость использования последней в низкотемпературной технике. Ниже будут рассмотрены общие характеристики и особенности сталей 07Х21Г7АН5, 07Х13Н4АГ20 и 03Х20Н16АГ6, нашедших наибольшее применение в низкотемпературной технике.

Наличие азота в стали, подвергаемой технологическим нагревам, требует доведения содержания углерода практически до значений, близких к пределу растворимости при температурах аустенитизации. Вместе с тем наличие в стали максимального содержания азота в пределах растворимости при 1000—1100 °С недопустимо ввиду выделения его в виде нитридов по границам зерен при охлаждении в области 800—600 °С. Марганец увеличивает растворимость азота; так, для сталей 03Х18Н10, 03Х19Н10АГ3, 03Х20Н16АГ6, 03Х19Н7АГ10 предельное количество растворенного азота составляло соответственно 0,16; 0,24; 0,33 и 0,38 % [129].

В промышленном металле содержание азота составляет 0,08—0,28 % (табл. 24), что позволяет обеспечивать мини-

Таблица 24. Основной химический состав, %, хромомарганцевых сталей, упрочненных азотом

Марка стали	С не более	Cr	Mn	Ni	N	В не более
07Х21Г7АН5	0,07	19,5— 21,0	6,0—7,5	5,0—6,0	0,15— 0,25	—
03Х20Н16АГ6	0,04	19,0— 22,0	5,0—7,5	14,5— 16,5	0,20— 0,28	0,003
07Х13Н4АГ20	0,07	12,0— 14,8	19,0— 22,0	3,8—5,3	0,08— 0,18	0,003
12Х17Г9АН4	0,12	16,0— 18,0	8,0— 10,5	3,5—4,5	0,15— 0,25	—
12Х25Н16Г7АР	0,12	23,0— 26,0	5,0—7,0	15,0— 18,0	0,030— 0,045	0,010

мальный гарантированный предел текучести: в листовом прокате толщиной 6—20 мм $\sigma_{0,2} = 320$ МПа, в сортовом прокате диаметром 20—200 мм $\sigma_{0,2} = 300$ МПа. Верхнее значение предела текучести при качественно проведенной аустенитизации не превышает 450 МПа для сплавов с максимальным содержанием азота. Повышение содержания азота увеличивает временное сопротивление (хотя и в меньшей степени, чем предел текучести): для рассматриваемой группы сталей оно составляет 600—750 МПа по сравнению с 520—560 МПа для сталей 12X18H10T и 10X14ГН4Т.

В качестве примера укажем, что для композиции 20 % Cr—16 % Ni—6 % Mn увеличение содержания азота с 0,10 % до 0,25 % ведет к росту $\sigma_{0,2}$ с 350 до 430 МПа и σ_B с 600 до 720 МПа. Такое влияние содержания азота объясняет необходимость узкого интервала его содержания в марке стали; обычно он не превышает 0,1 %. Хром, как элемент замещения, оказывает слабое влияние на прочность рассматриваемых сталей. Его содержание определяется необходимостью обеспечения заданной структуры. Рост его содержания в сталях с 13 до 21 % ведет к существенному повышению коррозионной стойкости: с 6-го до 9-го балла по ГОСТ 13819—68 для сталей соответственно 07X13H4AГ20 и 07X21Г7АН5.

Содержание никеля и марганца не оказывает существенного влияния на прочностные свойства при нормальной температуре, а также на низкотемпературное упрочнение при статическом растяжении. Так, отношения $\sigma_{0,2}^{77}/\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}^{20}/\sigma_{0,2}$ для сталей 07X21Г7АН5, 07X13H4AГ20 и 03X20H16AГ6 практически одинаковы и равны соответственно 2,3 и 2,8. Низкотемпературное увеличение предела текучести выше, чем для хромоникелевой стали 12X18H10T и хромомарганценикелевой 10X14Г14Н4Т, для последних оно равно $\sigma_{0,2}^{77}/\sigma_{0,2} = 1,7$ и $\sigma_{0,2}^{20}/\sigma_{0,2} = 2,0$.

Отличие в коэффициентах упрочнения обусловлено увеличением содержания азота с 0,01—0,02 %, характерного для сталей 12X18H10T и 10X14Г14Н4Т, получаемых открытой выплавкой, до 0,08—0,28 % в упрочненных азотом аустенитных сталях. Из сравнения данных по сталям 12X18H10T и 07X13H4AГ20 видно, что эффективность влияния азота, как элемента внедрения, блокирующего движение дислокаций и повышающего предел текучести, с понижением температуры возрастает.

Повышение временного сопротивления при 200 К по сравнению с σ_B для упрочненных азотом и неупрочненных

сталей одинаково. При этом для структурно стабильных сталей 07X13H4AG20 и 03X20H16AG6 в целом σ_B^T/σ_B несколько ниже, чем для сталей, претерпевающих мартенситное превращение (07X21Г7АН5, 12X18H10Т, 10X14Г14Н4Т).

Низкотемпературное упрочнение сталей 12X18H10Т (в числителе) и 07X13H4AG20 (в знаменателе) приведено ниже:

Температура, К	200	77	20	4
$\sigma_{0,2}^T/\sigma_{0,2}$	1,5/1,5	1,7/2,3	2,0/2,8	2,2/3,0
σ_B^T/σ_B	1,5/1,5	2,2/2,0	2,4/2,3	2,5/2,4

При переходе от 20 к 4 К для стали 07X13H4AG20 наблюдается некоторое понижение временного сопротивления, величина которого не превышала 130 МПа (10 %). Одновременно происходит некоторый рост характеристик пластичности. Ранее подобная аномалия в изменении прочностных свойств наблюдалась в экспериментах на сталях 12X18H10Т и 12X25H16Г7АР, а изменение пластичности — на стали 07X21Г7АН5 [125]. Такое поведение сталей обусловлено либо интенсивным двойникованием, как это имеет место для стали 12X25H16Г7АР, либо распадом аустенита с образованием ε - и α -фаз, что вызывает резко выраженную скачкообразность процесса деформирования при нагружении за пределом текучести.

Наряду с исследованием прочности металла изучено влияние концентраторов напряжений на прочность и пластичность рассматриваемых сталей. Для стали 07X21Г7АН5 отношение $\sigma_{B.K}/\sigma_B > 1$ и уменьшается с 1,3 до 1,1 при снижении температуры от 293 К к 77 К (табл. 25). В тех же условиях для стали 12X18H10Т эти отношения равны соответственно 1,2 и 0,7.

Сравнивая влияние надреза на пластичность сортового и листового проката стали 07X21Г7АН5 при 77 К, видно, что для пруткового металла оно меньше. Объясняется это тем, что для прутка надрез получается поперек направления проката, в то время как при исследовании листового проката специально подготавливали поперечные образцы, где надрез идет вдоль направления проката. Снижению пластичности способствует и наличие прослоек δ -феррита в листовом прокате, также вытянутого вдоль направления проката. Однако во всех случаях $\sigma_{B.K}/\sigma_B > 1$ при 77 К.

Вместе с тем имеются данные об отрицательном влиянии заранее инициированной трещины на прочность стали

Таблица 25. Механические свойства стали 07Х21Г7АН5 при низких температурах

Сортамент	Т, К	$\sigma_{0,2}$	σ_B	$\sigma_{B.K}$	$\sigma_{B.K}/\sigma_K$	δ_5	ψ	ψ_K	ψ_K/ψ
		МПа				%			
Пруток диамет- ром 16 мм	293	380	750	980	1,3	68	77	28	0,36
	77	970	1610	1750	1,08	51	34	8	0,23
	77*	—	—	1800	—	—	—	10	—
Лист толщиной 12 мм	293	450	790	1040	1,3	58	78	47	0,60
	77	1050	1580	1780	1,13	36	28	3,7	0,13
	77*	—	—	1780	—	—	—	3,7	—
Сварное соедине- ние листа толщи- ной 12 мм, прово- лока Св-10Х16Н25М6	293	470	680	900	1,34	21	52	20	0,37
	77	1000	1320	1790	1,34	15	34	11	0,34
	77*	—	—	1840	—	—	—	9,5	—

Примечания: 1. Основной химический состав прутка, %: 0,07 С; 6,92 Мп; 21,05 Сг; 5,63 Ni; 0,21 N.

2. Основной химический состав листа, %: 0,029 С; 7,37 Мп; 20,55 Сг; 5,75 Ni; 0,30 N.

* Данные после нагружения при 77 К в течение 1000 ч при напряжении 250 МПа.

07Х21Г7АН5 [72]: отношение $\sigma_{B.K}/\sigma_B$ при 293, 173, 77 и 20 К равно соответственно 0,85; 0,85; 0,8 и 0,5, т.е. значительно меньше, чем в наших экспериментах. Низкие значения $\sigma_{B.T}/\sigma_B$ можно объяснить совместным влиянием предельно острого концентратора — трещины и ухудшения свойств металла за счет циклического нагружения при нанесении трещины.

Учитывая экономическую целесообразность применения сортового проката, особенно аустенитных сталей в горячекатаном состоянии, сталь 07Х21Г7АН5, применяемая в большинстве случаев в качестве металла крепежных деталей типа шпилек, подробно исследована с точки зрения влияния резьбового надреза на прочность [101]. Если чувствительность стали в горячекатаном состоянии к кольцевому надрезу по сравнению с аустенитизированным состоянием при 293 и 77 К не изменяется ($\sigma_{B.K}/\sigma_B$ практически одинаково), то пластичность в надрезе ψ_K падает до 3 % по сравнению с 8 %.

Анализ прочностных и пластических свойств шпилек (рис. 54), изготовленных из горячекатаного металла ($\sigma_{0,2}=500$ МПа, $\delta_5=57$ %, $KCU=1,4$ МДж/м², $\sigma_{0,2}^{77}=$

Таблица 26. Механические свойства стали 07Х21Г7АН5

Тип образца	σ_B , МПа		ψ , %		Δ , мм	
	293 К	77 К	293 К	77 К	293 К	77 К
Гладкий	840	1650	76	36	—	—
С надрезом	1060	1910	43	3	—	—
Резьбовой	930	1520	45	4	12	0,9
Шпилька	960	1530	36	3,7	7	0,7
Шпилька с проточенной центральной частью . . .	880	1440	70	19	12	3

$=1120$ МПа, $\delta_5^{77} = 56\%$; $KCU^{77} = 0,8$ МДж/м²), показал, что прочность их ближе к прочности гладких образцов (табл. 26). Проточка центральной гладкой части до диаметра, меньшего, чем внутренний диаметр резьбы, повышает резко пластичность при разрушении, приближая ее к пла-

Таблица 27. Механические свойства стали 07Х13Н4АГ20 при низких температурах

Состояние металла	Т, К	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{B.K}$	$\sigma_{B.K} \sigma_B$	δ_5	ψ_K	ψ	ψ_K/ψ
		МПа				%			
Поставка	293	670	350	800	1,2	73	25	72	0,35
	173	1000	530	1150	1,15	57	16	54	0,30
	77	1320	760	1140	1,03	49	11	46	0,24
	20	1600	980	1660	1,03	33	7	32	0,22
	4	1570	1060	1850	1,20	37	9	45	0,20
Поставка + +аустенити- зация 1000°C, 30 мин	293	660	330	830	1,26	77	28	76	0,37
	173	1020	530	1220	1,2	59	16	61	0,26
	77	1310	750	1580	1,2	58	11	45	0,24
	20	1560	930	1800	1,16	37	6	35	0,17
	4	1500	890	1830	1,20	42	8	48	0,17
Поставка + +аустенити- зация 700 °C, 30 мин	293	670	340	840	1,25	66	27	73	0,38
	173	980	515	1150	1,18	53	16	53	0,30
	77	1310	755	1460	1,11	39	6	36	0,18
	20	1420	900	1560	1,08	14	4	19	0,20
	4	1500	980	1620	1,08	23	5	20	0,25
Поставка + +аустенити- зация 700 °C, 30 мин	293	660	345	830	1,25	63	27	66	0,41
	173	965	510	1150	1,19	58	16	54	0,30
	77	1330	780	1509	1,13	49	9	40	0,23
	20	1480	1000	1620	1,09	24	6	21	0,29
	4	1500	1000	1790	1,20	35	8	30	0,26

Примечания: 1. Основной химический состав стали, %: 0,05 С; 21,13 Мп; 4,64 Ni; 11,80 Cr; 0,13 N, лист толщиной 20 мм.

2. Геометрические размеры образца с надрезом: наружный диаметр 7 мм, глубина надреза 1 мм, радиус надреза 0,05 мм ($K_T = 6$).

стичности гладких образцов. Разрушение при 77 К происходит по первому витку резьбы, что указывает на чувствительность стали к концентраторам. Это позволяет рекомендовать сталь 07X21Г7АН5 для низкотемпературных крепежных деталей либо в аустенитизированном состоянии, либо — при наличии указанной выше проточки резьбовой детали — в горячекатаном состоянии.

В табл. 27 приведены результаты испытаний стали 07X13Н4АГ20 при 293, 173, 77, 20 и 4 К. Принципиально влияние кольцевого надреза как концентратора аналогично стали 07X21Г7АН5. Лишь для состояния поставки (аустенитизация на металлургическом заводе) отношение $\sigma_{в.к}/\sigma_{в.к}$ близко 1 при 20 К.

Оценка влияния теоретического коэффициента концентрации напряжений на прочность при 293 К стали 03X20Н16АГ6 ($\sigma_{в.к}=800$ МПа, $\sigma_{0,2}=450$ МПа), проведенная на образцах диаметром 7 мм с кольцевым надрезом глубиной 1 мм и радиусом 0,35—0,02 мм ($K_T=2,5-7$), показала снижение $\sigma_{в.к}$ при увеличении K_T в исследуемом диапазоне его значений:

K_T	2,5	2,7	3,5	6	7
$\sigma_{в.к}$, МПа	1020	990	960	930	900

Тем не менее даже для достигнутого предельно острого надреза $\sigma_{в.к}/\sigma_{в.к}=1,1$.

Испытания стали 04X13Н4АГ20 при 293, 173, 77 и 4,2 К на образцах диаметром 7 мм с надрезом глубиной 1 мм и радиусом от 1 до 0,02 мм ($K_T=2-7$) показали, что наличие максимума в зависимости $\sigma_{в.к}=f(K_T)$ наблюдается при значениях $K_T=2,5-3,5$ (рис. 78). Для аустенитных сталей 03X20Н16АГ6 и 04X13Н4АГ20, практически не претерпевающих структурных изменений при статическом разрушении в температурном интервале 293—4,2 К, значения $\sigma_{в.к}$ слабо изменяются при $K_T \geq 5$.

Рассматривая данные по ударной вязкости хромоникелемарганцевых сталей, упрочненных азотом, отметим, что в аустенитизированном состоянии при 293 К $KCU \geq 3,0$ МДж/м². В случае некачественной аустенитизации или отсутствия ее ударная вязкость при 293 К может уменьшаться до 1,0 МДж/м². С понижением температуры ударная вязкость падает, особенно для поперечных образцов, однако всегда для качественно термообработанного металла $KCU \geq 1$ МДж/м². Повышение вязкости наблюдается при увеличении содержания никеля в стали: сталь 03X20Н16АГ6 из рассматриваемых обладает наибольшей ударной вязкостью.

Уменьшение радиуса надреза (переход от КСУ к КСВ) всегда ведет к снижению значений ударной вязкости; причем с понижением температуры относительное снижение ударной вязкости несколько увеличивается. Это видно из рис. 79, где представлены данные для листового проката (поперечные образцы) стали 03Х20Н16АГ6. Из рис. 79 следует также, что при уменьшении толщины образца, как это

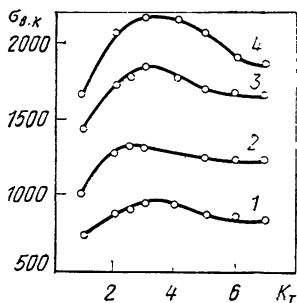


Рис. 78. Влияние теоретического коэффициента концентрации напряжений на временное сопротивление стали 04Х13Н4АГ20:

1 — 293 К; 2 — 173 К; 3 — 77 К; 4 — 4 К; лист толщиной 16 мм; поперечные образцы диаметром 7 мм, надрез глубиной 1 мм и радиусом 1–0,02 мм; K_T = 1 — гладкие образцы диаметром 5 мм без надреза

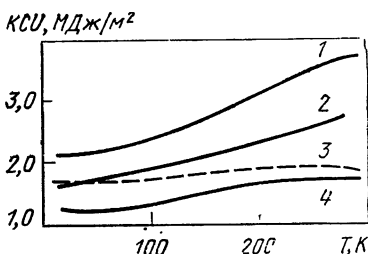


Рис. 79. Ударная вязкость стали 03Х20Н16АГ6 при низких температурах:

1, 2 — образцы 10×10×55; 3, 4 — образцы 3×10×55; 1, 3 — радиус надреза 1 мм; 2, 4 — радиус надреза 0,15 мм; глубина надреза 2 мм

имеет место для вязкоразрушающихся металлов, значения КСУ и КСВ тоже уменьшаются.

Для сварных образцов (надрез по центру шва) влияние радиуса надреза менее значительно, чем для основного металла: дендритная структура сама по себе несет много больше «дефектов» по сравнению с горячекатаной аустенизированной и потому менее чувствительна к «внешним» концентраторам.

Учитывая сложность определения ударной вязкости при 20 К, сделана попытка для стали 03Х20Н16АГ6 найти корреляцию значений КСУ, определенных по стандартизованным методикам: при 20 К — испытание образцов в бумажных контейнерах, извлекаемых из сосуда Дюара с жидким водородом, и при 77 К — испытание образцов после удаления их из криостата с жидким азотом и установкой на опоры копра. Статистическую обработку опытных данных по трем образцам от 15 плавов (итого по 45 образцов при

каждом виде испытаний) проводили в предположении, что значения KCU^{77} и KCU^{20} распределены по нормальному закону. С использованием ЭЦВМ «Мир-1» определили отношение $m = KCU_{\min}^{20} / KCU_{\min}^{77} = 0,89$, что соответствует зависимости, приведенной на рис. 79.

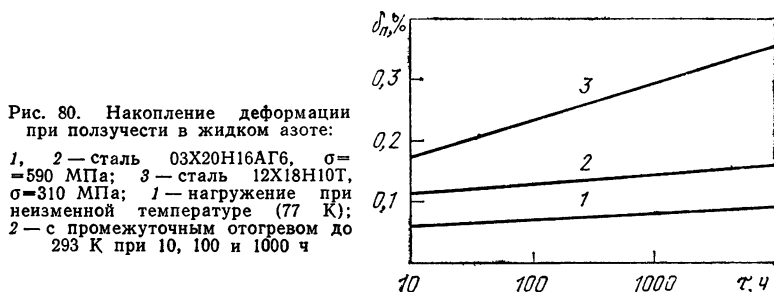
Перейдем к рассмотрению свойств металла при длительном нагружении. Максимальная продолжительность эксперимента при напряжениях $(0,3-0,4) \sigma_{0,2}^T$, где $\sigma_{0,2}^T$ — предел текучести металла при температуре испытания на ползучесть, составила 1000 ч. Остаточная накапливаемая деформация для сталей 07X21Г7АН5 и 03X20Н16АГ6 при 77 и 20 К не превышала 0,03 %. Такая незначительная деформация не могла повлиять на механические свойства, что и подтвердилось при оценке свойств стали 07X21Г7АН5, подвергнутой длительному нагружению при 77 К.

Для стали 03X20Н16АГ6 практически не выявлено отрицательного влияния и длительного (до 1000 ч) нагружения в жидком водороде надрезанных образцов, подвергнутых напряжению $\sigma = 500$ МПа: временное сопротивление, определенное при 77 К, осталось без изменения по сравнению с исходным металлом. Был поставлен более продолжительный эксперимент (до 10 000 ч) в жидком азоте. Исследовали стали 03X20Н16АГ6, 07X13Н4АГ20 и 12X18Н10Т. Напряжения при оценке накопления пластической деформации принимали равными $0,7 \sigma_{0,2}^T$. В одной серии опытов образцы для измерения накопленной деформации ползучести снимали с испытания через заданное число часов (т.е. отогревали до комнатной температуры без нагрузки), а затем снова подвергали низкотемпературной ползучести. Во второй серии опытов образцы испытывали последовательно до 10 000 ч, причем образцы, снятые с испытаний после 10, 100, 1000 ч, больше низкотемпературной ползучести не подвергались.

Для стали 03X20Н16АГ6 ($\sigma = 590$ МПа) при наличии промежуточного отогрева деформация была несколько больше (кривая 2 на рис. 80). Однако за весь период эксперимента накопленная деформация не превысила 0,2 %. Это не привело, как и следовало ожидать, к сколько-нибудь заметному изменению механических свойств: так, после 10 тыс. ч для стали 03X20Н16АГ6 получены следующие значения характеристик при испытании в жидком азоте: $\sigma_{0,2} = 875$ МПа; $\sigma_B = 1370$ МПа; $\delta_5 = 45$ %, $\psi = 35$ %, $\psi_p = 11$ %. Величина их близка средним значениям, полученным на образцах исходного металла. Аналогичные результаты получены и для стали 07X13Н4АГ20.

Скорость ползучести стали 12Х18Н10Т ($\sigma=310$ МПа) в этих условиях выше (кривая 3 на рис. 80), чем стали 03Х20Н16АГ6. Через 10 тыс. ч (по данным двух образцов из стали 12Х18Н10Т) получены в жидком азоте следующие значения: $\sigma_{0,2}=390; 440$ МПа; $\sigma_b=1440; 1480$ МПа; $\delta_5=44; 38\%$; $\psi=36,5; 38,5\%$; $\varphi_p=10; 11,9\%$.

Эксперимент показал, что исследованные стали сохраняют свои пластические свойства после низкотемператур-



ной ползучести, что позволяет гарантировать их работоспособность при длительном статическом низкотемпературном нагружении. Относительно невысокая скорость ползучести упрочненных азотом аустенитных сталей согласуется с данными по оценке релаксационной стойкости стали 07Х21Г7АН5.

Длительная выдержка (до 2100 ч) в жидком азоте образцов из стали 07Х21Г7АН5 при начальном напряжении $\sigma_0=250$ МПа привела к снижению его до $\sigma_\tau=220$ МПа ($\sim 10\%$). При сравнении этих результатов с результатами аналогичных испытаний стали 12Х18Н10Т видно, что с точки зрения применения в крепежных деталях упрочненные азотом стали имеют преимущества. Высокая релаксационная стойкость нежелательна в сварных соединениях.

Проведенные некоторыми исследователями опыты по ползучести были кратковременными (до 12 ч), что не позволяет проводить надежную экстраполяцию данных по ползучести на весь срок эксплуатации (10^5 ч). Однако полученные результаты подтверждают выводы о малой скорости накопления деформации при напряжениях $\sigma=0,9 \sigma_{0,2}$ при испытаниях в жидком водороде стали 03Х20Н16АГ6 [101, с. 90—93].

Рассмотрим влияние малоциклового нагружения на свойства хромоникелемарганцевых сталей, упрочненных

азотом. Проведенные при максимальном напряжении пульсирующего цикла $\sigma_{\max}=420$ МПа ($\sigma_{\max}=0,9 \sigma_{0,2}$) испытания показали, что для стали 03Х20Н16АГ6 при 293 К происходит накопление пластической деформации, особенно интенсивно при начальных циклах с постепенным затуханием при увеличении числа циклов нагружения. Так, деформация через 20 циклов достигает 0,5 % и затем увеличивается до 1 % только при числе циклов 1000. Появление остаточной деформации ведет к росту предела текучести, при этом он поднимается с 460 до 500 МПа для исследованной партии металла и достигает $\sigma_{1,0}$. Остальные характеристики прочности (σ_B) и пластичности (δ , ψ) практически не изменяются. Таким образом, малоцикловое пульсирующее растяжение не вносит особенностей в изменение механических свойств при 293 К.

Для стали 03Х20Н16АГ6 при числе циклов до 10^4 практически не изменяются при пульсирующем нагружении разрушающее напряжение и пластичность металла: $\sigma_{\max}=\sigma_B$, $\delta_M=\delta$, $\psi_M=\psi$, где $\sigma_{\max}$ — максимальное напряжение цикла, δ_M и ψ_M — относительное удлинение и сужение при разрушении металла в условиях малоциклового нагружения. Разрушение аналогично разрушению при статическом растяжении. При большем числе циклов ($N>10^4$) квазистатическое разрушение сменяется усталостным с соответствующим падением разрушающего напряжения и характеристик пластичности. С понижением температуры до 77 К переход от квазистатического разрушения к усталостному смещается в меньшую по числу циклов сторону, но такой переход происходит при $N>10^3$ циклов.

При наличии концентраторов напряжений (цилиндрические образцы с кольцевыми надрезами) при 293 К переход от квазистатического к усталостному разрушению происходит при значительно меньшем числе циклов. При числе циклов более 200 наблюдается уже усталостное разрушение. Такое смещение границы перехода наблюдалось А. В. Стрижало на образцах с трещинами из алюминиевых сплавов. С ростом числа циклов разрушающее напряжение уменьшается по экспоненте. При $N=1000$ разрушающее напряжение для стали 07Х13Н4АГ20 составляет $0,7 \sigma_{B,K} \approx \sigma_B$. Понижение температуры, как и в случае гладких образцов, ведет к росту разрушающего напряжения при одинаковом числе циклов. Для образцов с концентратором снижение разрушающего напряжения с ростом числа циклов происходит более интенсивно, чем при 293 К: при числе циклов 1000 при 293 К $\sigma_M^{293}=\sigma_B$, при 77 К $\sigma_M^{77} =$

$= 0,8 \sigma_{\text{в}}^{77}$. На базе 10^4 циклов $\sigma_{\text{м}}^{77} = \sigma_{\text{в}}$, т.е. наличие концентратора напряжения в сочетании с циклическим нагружением полностью исключает низкотемпературное упрочнение стали.

Аналогично малоцикловому нагружению происходит изменение свойств рассматриваемых сталей при неоднократных резких охлаждениях металла за счет попадания на него низкотемпературной жидкости, например жидкого азота. В случае, если металл не подвергнут растягивающей нагрузке, многократное погружение в жидкий азот с последующим отогревом несколько увеличивает предел текучести, определенный при 293, 185 и 77 К. Более интенсивно $\sigma_{0,2}$ увеличивается в случае нагрузки, приложенной к образцу; например, при $\sigma = 420$ МПа увеличение $\sigma_{0,2}$ может достигать 10 % (рис. 81). Это находится в соответствии с ростом накопленной пластической деформации, достигающей 4 % при напряжении 420 МПа и числе циклов 1000. В отличие от метастабильных сталей, например 12Х18Н10Т, при малом числе циклов для стали 03Х20Н16АГ6 не наблюдается снижения предела текучести. Учитывая стабильность стали 07Х13Н4АГ20 при статическом нагружении, можно полагать и у нее отсутствие снижения предела текучести в отличие от стали 07Х21Г7АН5, у которой возможно некоторое уменьшение его при малом числе циклов. Изменения $\sigma_{\text{в}}$, δ , ψ после термоциклических испытаний не обнаружено. При испытании на термическую усталость образцов с концентраторами напряжений выявлено несколько более интенсивное разупрочнение для сталей 07Х21Г7АН5 и 03Х20Н16АГ6 по сравнению со сталью 12Х18Н10Т, однако во всех экспериментах разрушающее напряжение при числе теплосмен 1000 превышало $\sigma_{\text{в}}$.

Таким образом, легирование азотом позволяет значительно повысить предел текучести (соответственно предел

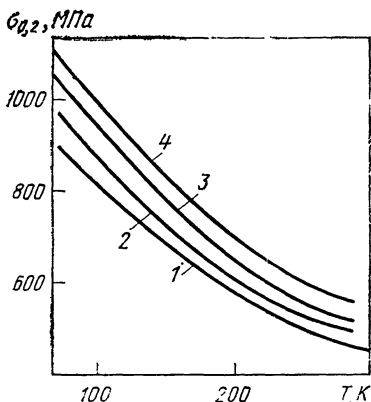


Рис. 81. Предел текучести стали 03Х20Н16АГ6 после термоциклирования 293 $\rightarrow$ 77 К под напряжением $\sigma = 420$ МПа:

1 — исходный металл; 2 — после 10 циклов; 3 — после 100 циклов; 4 — после 1000 циклов

упругости). Несколько увеличиваются временное сопротивление, а также прочность при малоцикловом нагружении ($N < 10^4$) по сравнению с хромоникелевыми и хромомарганценикелевыми сталями. Вместе с тем азот отрицательно влияет на пластичность и вязкость сталей в области температур 100—4 К. При введении его возрастает степень разупрочнения при малоцикловом нагружении образцов с концентратором, так что при $N > 5 \cdot 10^3$ положительный эффект от введения азота исчезает.

Рассмотрим теперь прочность при многоцикловом нагружении ($N > 10^6$). При испытании цилиндрических образцов диаметром 7,5 мм при чистом круговом изгибе на воздухе (293 К) предел выносливости на базе $5 \cdot 10^6$ составляет для сталей 07X13N4AG20 и 03X20N16AG6 соответственно 280 и 310 МПа, т.е. несколько выше, чем для стали 12X18N10T, испытанной в тех же условиях. При этом, если для стали 12X18N10T предел выносливости равен пределу текучести, то для сталей 07X13N4AG20 и 03X20N16AG6 он составляет 0,8 $\sigma_{0,2}$. Сравнивая данные по отношению к временному сопротивлению, видно, что практически отношение σ_{-1H}/σ_B одинаково ($\sim 0,42$). С понижением температуры до 77 К предел выносливости возрастает примерно вдвое. При сравнении его значений с пределом текучести оказалось, что для стали 07X13N4AG20 отношение $\sigma_{-1H}^{77}/\sigma_{0,2}^{77}$

Таблица 28. Фактические и расчетные значения предела выносливости по формулам М. П. Марковца (σ_{-1H}^M) и С. Л. Жукова ($\sigma_{-1H}^Ж$)

T, K	σ_{-1H}	σ_B	$\psi, \%$	σ_{-1H}^M	$\sigma_{-1H}^M / \sigma_{-1H}$	$\sigma_{-1H}^Ж$	$\sigma_{-1H}^Ж / \sigma_{-1H}$
	МПа			МПа		МПа	
07X13H4AГ20							
293	280	680	0,75	342	1,22	248	0,90
77	560	1370	0,56	601	1,07	490	0,88
03X20H16AГ6							
293	310	700	0,75	352	1,1	255	0,83
77	600	1270	0,45	520	0,87	455	0,76
12X18H10T							
293	250	600	0,70	292	1,17	220	0,89
77	470	1280	0,55	558	1,19	458	0,98

Примечание. По М. П. Марковцу $\sigma_{-1H}^M = 0,25\sigma_B (1 + 1,35\psi)$; по С. Л. Жукову $\sigma_{-1H}^Ж = 0,35\sigma_B + 120$.

минимально (0,58). Это отношение выше для стали 03Х20Н16АГ6 (0,75), хотя и в этом случае меньше, чем для стали 12Х18Н10Т (0,93). Отношение $\sigma_{-1и}/\sigma_B$ практически не изменяется, хотя оно выше всего для стали 03Х20Н16АГ6 (табл. 28).

Лучшая корреляция между экспериментальными и расчетными значениями предела выносливости наблюдается при использовании отношения $\sigma_{-1и}/S_K$: при 293 К $\sigma_{-1и} = (0,16 \div 0,19) S_K$; при 77 К $\sigma_{-1и} = 0,22 - 0,25$ (здесь S_K — истинное сопротивление разрушению).

Таким образом, эффективность от легирования азотом тем выше, чем выше содержание никеля и меньше содержание марганца.

При наличии концентратора напряжений предел выносливости резко уменьшается. Так, по данным испытаний образцов диаметром 17 мм с надрезом глубиной 2,5 мм и радиусом дна надреза 0,1 мм (испытанных в тех же условиях, что и гладкие образцы — чистый изгиб с вращением, частота 50 Гц), предел выносливости уменьшается более чем вдвое; например, для стали 07Х13Н4АГ20 при 293 К условный предел выносливости на базе $5 \cdot 10^6$ цикл составляет 130 МПа, при 77 К — 185 МПа, или отношение $\sigma_{-1и}/\sigma_{-1и.к}$ равно 2,2 и 3,2 соответственно.

Данные работы [130] по оценке циклической прочности при изгибе с высокой частотой (3 кГц) гладких образцов из стали 03Х20Н16АГ6 при 293 и 77 К совпадают с приведенными выше результатами исследований. В случае испытаний образцов с концентратором при высокой частоте наблюдается меньшее относительное снижение предела выносливости при наличии надреза. Так, для стали 03Х20Н16АГ6 при 293 К $\sigma_{-1и.к}/\sigma_{-1и} = 0,63$, при 77 К оно увеличивается до 0,82. В то же время многие исследователи отмечают усиление отрицательного влияния надреза на предел выносливости с понижением температуры. При высокочастотном нагружении зона концентрации подвергается интенсивному разогреву, что искажает получаемые результаты.

Если влияние концентрации напряжений на лабораторных образцах удастся оценить, то влияние масштабного фактора изучить сложнее.

По данным испытаний крупногабаритных образцов-дисков диаметром 310 мм [131], вырезанных из листового проката толщиной 20 мм (без нарушения поверхности проката), сталь 07Х13Н4АГ20 имеет при 293 К более высокую циклическую прочность, чем сталь 12Х18Н10Т. С пониже-

нием температуры до 77 К это различие уменьшилось. Повышение выносливости при понижении температуры происходит не вдвое, как это имеет место для лабораторных образцов, а лишь на 10—20 %. Проведенное испытание стали 03Х20Н16АГ6 в аналогичных условиях при 77 К подтвердило ее более высокую выносливость по сравнению со сталями 07Х13Н4АГ20 и 12Х18Н10Т.

Воспользуемся соотношением И. А. Одингa для сопоставления поведения металла в условиях изгиба при знакопостоянном и симметричном нагружении: $\sigma_a^2 = \sigma_{-1n}^2 - \sigma_a \cdot \sigma_m$, где σ_a — предельная амплитуда цикла, σ_m — среднее напряжение цикла. Для определения $\sigma_{\max}^{\text{расч}}$ знакопостоянного цикла при минимальном напряжении цикла $\sigma_{\min}$ имеем

$$\sigma_{\max}^{\text{расч}} = \sigma_{\min}/2 + \sqrt{\sigma_{\min}^2/4 + 2\sigma_{-1}^2}.$$

Тогда, например, для стали 07Х13Н4АГ20 при 293 К, знакопостоянным цикле при $\sigma_{\min} = 105$ МПа и условном пределе выносливости на базе 10^6 циклов $\sigma_{-1n} = 300$ МПа, $\sigma_{\max}^{\text{расч}} = 480$ МПа, что удовлетворительно совпадает с данными, полученными на дисках ($\sigma_{\max} = 500$ МПа). В жидком азоте при условном пределе выносливости на базе $N = 10^6$ $\sigma_{-1n} = 620$ МПа значение максимального напряжения $\sigma_{\max}^{\text{расч}} = 930$ МПа, что много ниже фактически полученного на дисках $\sigma_{\max} = 550$ МПа. Аналогичные данные получены и для стали 03Х20Н16АГ6 при 77 К: при $\sigma_{-1n} = 605$ МПа расчетное значение $\sigma_{\max}^{\text{расч}} = 910$ МПа; на дисках получено $\sigma_{\max} = 600$ МПа. Таким образом, при 77 К предел выносливости крупногабаритных образцов, испытанных в условиях, приближенных к эксплуатационным, меньше значений, получаемых при оценке его по данным испытаний лабораторных образцов. Исследования показывают, что упрочненные азотом хромоникелемanganцевые стали имеют при нормальной и низких температурах на 10—20 % более высокую циклическую прочность по сравнению со сталью 12Х18Н10Т.

Изучению связи характеристик механики разрушения с фазовыми превращениями посвящено сравнительно мало работ. Ранее [132] было показано, что интенсивность фазовых превращений и других структурных изменений связана со стадийностью усталостного разрушения и зависит от амплитуды нагружения и длины усталостной трещины. Изучено влияние размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK на фазовые превращения в ста-

ли 07X13H4AГ20 при усталостном разрушении [140]. В исходном состоянии сталь имела однофазную структуру γ -железа. Охлаждение до 77 К не приводило к мартенситным превращениям.

Усталостные испытания проведены в условиях изгиба с вращением при 77 К на установке МУИ-6000 при частоте нагружения 50 Гц. Испытывали цилиндрические образ-

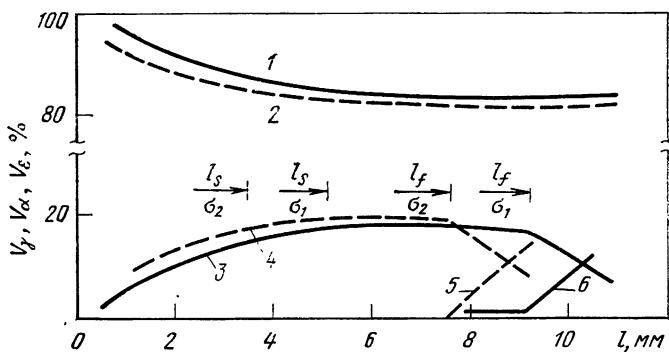


Рис. 82. Распределение объемного содержания фаз по длине трещины на поверхности усталостных изломов образцов из стали 07X13H4AГ20:

сплошная линия — $\sigma=205$ МПа; пунктирная — $\sigma=295$ МПа; температура испытаний 77 К; 1, 2 — γ -фазы; 3, 4 — ϵ -фазы; 5, 6 — α -фазы

цы диаметром 17 мм с кольцевым надрезом радиусом 0,1 мм и глубиной надреза 2,5 мм ($K_T=8$). Для определения скорости распространения трещины использовали метод прерывистого нагружения. Коэффициент интенсивности напряжения рассчитывали из условий эквивалентной жесткости образцов круглого и прямоугольного сечений. Фазовый анализ поверхности разрушения проводили рентгеновским методом путем съемки поверхности излома на дифрактометре ДРОН-1,5 в $\text{CoK}\alpha$ излучении. На изломах стали 07X13H4AГ20 в пределах зоны усталостного разрушения была выделена зона стабильного роста трещины (зона l_s). Ее длина составляла 3,5—4,5 мм в зависимости от величины амплитуды напряжения.

На рис. 82 представлено распределение γ -, ϵ - и α -фаз по длине трещины на поверхности изломов образцов, испытанных при максимальном напряжении ($\sigma_1=295$ МПа) и напряжении, близком к пределу выносливости ($\sigma_2=205$ МПа). Объемное содержание фаз на поверхности изломов зависит от величины амплитуды напряжения и расстояния

от очага разрушения. Увеличение напряжения и длины трещины приводит к более интенсивному распаду аустенита. Наибольший распад происходит в пределах зоны стабильного роста трещины l_s . В дальнейшем, вплоть до конца зоны усталостного разрушения l_f , количество ϵ -фазы увеличивается незначительно. В зоне долома происходит уменьшение ϵ -фазы и образование до 10 % α -фазы.

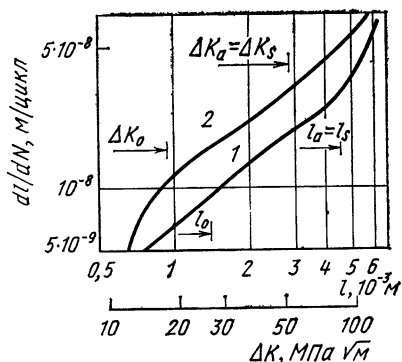


Рис. 83. Зависимость скорости роста усталостной трещины от ее длины (1) и кинетическая диаграмма усталостного разрушения (2) стали 07X13H4AГ20 при $\sigma=205$ МПа и $T=77$ К

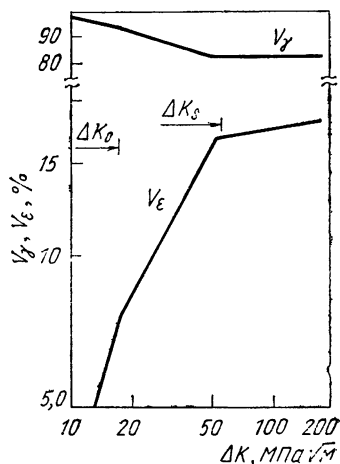


Рис. 84. Кривые фазовых превращений для стали 07X13H4AГ20 при 77 К; номинальные напряжения 205 и 295 МПа

При этом количество остаточного аустенита на поверхности изломов не меняется. На кривой $dl/dN-l$ можно выделить два участка (рис. 83), причем на первом участке скорость роста трещины изменяется пропорционально l , на втором — l^2 . Перегиб на данной зависимости соответствует длине трещины $\sim 4,5$ мм, т. е. длине зоны l_s , измеренной на изломе. По данной зоне l_s подсчитывали ΔK_s . Поскольку эта длина трещины соответствует перегибу кривой $dl/dN-l$, рассчитывали и ΔK_a . Значения ΔK_s и ΔK_a равны между собой и соответствуют пороговому значению ΔK , определенному по перегибу на кривых фазовых превращений.

Первый перегиб на кривой фазовых превращений (рис. 84) соответствует перегибу на кинетической диаграмме усталостного разрушения (рис. 82) при $\Delta K = \Delta K_0$. При ма-

лых значениях ΔK , лежащих в пределах от ΔK_t до ΔK_0 (т.е. в зоне l_0), количество остаточного аустенита на поверхности изломов остается практически постоянным и определяется степенью его распада в инкубационный период, до образования макротрещин.

В области стабильного развития трещины l_s происходит интенсивный процесс перехода аустенита в мартенсит. На стадии ускоренного развития трещины имеет место дальнейшее увеличение количества мартенсита на поверхности изломов. Однако интенсивность фазовых превращений несколько снижается. На стадии долома образцов количество γ -фазы не меняется, но происходит перераспределение количества ε - и α -фаз.

Рассмотрим фрактографические особенности разрушения хромоникелемарганцевых сталей, упрочненных азотом. Как указывалось выше, введение азота снижает вязкость стали. Отрицательное влияние его нейтрализуется наличием в стали никеля. При разработке хромомарганцевой стали, экономно легированной никелем, учтено требование по обеспечению вязкого разрушения при температуре до 77 К в условиях циклического нагружения. Проведенные совместно с Институтом металлургии АН СССР и ЦНИИчерметом эксперименты позволили определить минимальное его содержание, обеспечивающее выполнение указанного требования. Испытания металла промышленной поставки подтвердили необходимость содержания в стали никеля: при 293 К и при 77 К наблюдаются вязкие бороздки в изломе испытанных образцов (рис. 85). Вязкое разрушение наблюдается и в зоне ускоренного роста трещины. Вязкие микрополосы более узкие, чем в зоне стабильного развития трещины. Отличие в развитии трещины в зонах l_s и l_r заключается в том, что в первой каждый скачок-бороздка соответствует нескольким циклам, в то время как при ускоренном росте каждому циклу соответствует появление новой бороздки.

Вязкий характер наблюдается и при циклическом нагружении стали 03Х20Н16АГ6. В случае выделения карбонитридной фазы по границам зерен при испытании в жидком азоте на стадии стабильного роста трещины появляются фасетки хрупкого разрушения. В зоне ускоренного развития трещины и в зоне долома разрушение происходит главным образом по границам зерна и вторичной фазы, о чем свидетельствует появление в поверхности излома большого количества карбонитридных включений. Таким образом, именно в случае циклического нагружения осо-

бенно выявляется отрицательное влияние неоднородности структуры хромоникелемарганцевых сталей, упрочненных азотом.

Эффективное использование таких сталей подтверждают следующие данные. Замена стали 12X18H10T на 07X21Г7АН5 при изготовлении крепежных деталей позволяет повысить на 50 % допускаемые напряжения и, следо-

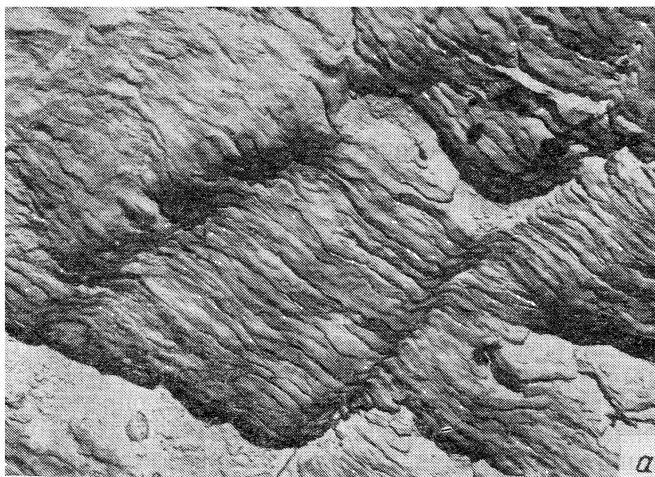


Рис. 85. Микрорельеф в зоне стабильного развития трещины стали 07X13H4AG20; испытание на усталость при 293 К (а) и 77 К (б); $\times 8000$

вательно, значительно уменьшить металлоемкость и трудоемкость изготовления фланцевых соединений. Более высокая релаксационная стойкость аустенита, упрочненного азотом, повышает экономическую эффективность применения стали 07X21Г7АН5. Эта сталь широко распространена в качестве основного материала для низкотемпературных крепежных деталей.

Применение стали 03X20Н16АГ6 при изготовлении крупных емкостей позволило обеспечить требуемые показатели по массе оборудования в отличие от сталей типа 18-10. Несмотря на более высокую стоимость стали 03X20Н16АГ6 по сравнению со сталью 12X18Н10Т, снижение металлоемкости обеспечивает значительный экономический эффект, обусловленный главным образом снижением затрат при эксплуатации низкотемпературного оборудования.

Наибольшая экономическая эффективность достигается при применении стали 07X13Н4АГ20, обладающей более высокими прочностными свойствами по сравнению со сталью 12X18Н10Т и имеющей меньшую стоимость по сравнению со сталью 03X20Н16АГ6. Использование для автоматической и ручной сварки проволоки Св-03X19Н15Г6М2АВ2 и электродов на ее основе позволяет получить равнопрочные сварные соединения, работоспособные при 4 К. Для выполнения такой задачи необходимо обеспечить низкое содержание углерода (менее 0,045 %) в рассматриваемой стали.

10. ХРОМОМАНГАНЦЕВЫЕ АУСТЕНИТНЫЕ СТАЛИ

Хромоникелевые аустенитные стали при всех их достоинствах имеют один недостаток: относительно высокое содержание никеля, дефицитность которого на мировом рынке определяет их высокую стоимость. В этой связи на протяжении последних 40 лет ведутся поиски безникелевых композиций, обеспечивающих высокую пластичность и вязкость металла при низких температурах.

Применение сталей легированных марганцем, позволяет получить детали с высокой твердостью за счет использования пластической деформации. В этом направлении много сделано группой исследователей под руководством И. Н. Богачева. Однако для сварных низкотемпературных конструкций, к которым предъявляются дополнительные требования по стойкости к атмосферной коррозии, такие

стали непригодны. Более перспективным оказалось изучение композиций на базе Fe—Cr—Mn.

Первое применение хромомарганцевой стали относится к началу 40-х годов в Германии при использовании сплава следующего состава: $\leq 1\%$ C; 10—30 % Mn; 10—20 % Cr; 0,05—0,4 % N, остальное Fe. С самого начала развития этой группы сталей азот стал ее обязательной составляющей, так как при повышенном (по сравнению с обычным $N \leq 0,02\%$) содержании азота удается получить аустенитную структуру. Работы в этом направлении велись во многих странах. В Англии для низких температур предложена сталь, содержащая, %: 0,045—0,08 C; 17—26 Mn; 15 Cr; до 0,3 N; до 3 Si. Эта сталь имеет высокую прочность, удовлетворительную вязкость при низких температурах; обладает стойкостью к межкристаллитной коррозии. Разработана сталь, содержащая 16 % Cr, 10 % Mn, 3 % Cu, с целью стабилизации аустенита и повышения коррозионной стойкости. Аналогичная сталь предложена в США: 15—20 % Mn; 14—18 % Cr; до 0,2 % C, до 3 % Cu, $\Sigma(C+N) = 0,075$ Cr — 12,5 % Cr. При таком соотношении компонентов сталь при 293 К имеет $\sigma_{0,2} = 360$ МПа, $\sigma_b = 880$ МПа, $\delta = 45\%$.

Во Франции для работы при низких температурах разработана сталь, содержащая 0,02—0,3 % C; 0,1—3 % Si; 12—16 % Cr; 8—17 % Mn; 0,05—0,3 % N более прочная по сравнению с традиционными хромоникелевыми сталями. В ЧССР применяют аустенитную сталь марки CSN 17481, в которой содержится 0,05—0,12 % C; 17—20 % Mn; 0,25—1 % Si; 7—9 % Cr; $\leq 0,3\%$ Ni; 0,2—0,8 % Ti; $\leq 0,045\%$ P; $\leq 0,035$ S [133]; для листового проката толщиной до 30 мм гарантируется $\sigma_{0,2} \geq 350$ МПа; $\sigma_{1,0} \geq 380$ МПа при 293 К и $KCU_{77} \geq 0,5$ МДж/м². Технологические свойства стали CSN 17481 и сопротивление хрупкому разрушению значительно лучше, чем у стали типа 0Н9. Для присадки при сварке хромомарганцевой стали применяют хромоникелемарганцевую проволоку, обеспечивая следующий средний химический состав сварного шва: $\leq 0,1\%$ C; 5,5 % Mn; 0,8 % Si; 17 % Cr; 13 % Ni. Японские металлурги считают перспективной сталь следующего основного состава 25 % Mn; 5 % Cr; 1 % Ni [134]. Эта сталь имеет стабильную аустенитную структуру, удовлетворительную прочность ($\sigma_b \geq 600$ МПа), высокую ударную вязкость ($KCV \geq 1,5$ МДж/м²), низкий температурный коэффициент линейного расширения ($\bar{\alpha}_{293-77} = 7 \cdot 10^{-6} K^{-1}$). Ее прочность резко возрастает с понижением температуры, достигая при 77 К

$\sigma_v \geq 1200$ МПа; ударная вязкость уменьшается незначительно.

В СССР разработан ряд (табл. 29) аустенитных сталей (15X17AG14, 10X14AG15, 07X13AG20 и др.). Механические свойства хромомарганцевых, упрочненных азотом сталей при комнатной температуре значительно выше, чем сталей типа 18—10: $\sigma_{0,2} \geq 350$ МПа, $\sigma_v \geq 650$ МПа. Мини-

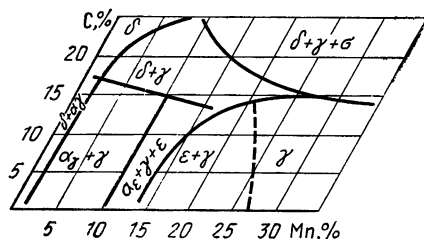


Рис. 86. Фазовая диаграмма при 293 К сплавов Fe—Cr—Mn после закалки от 1100 °C

мальная температура их допустимого применения определяется составом, термической обработкой и условиями нагружения стали. Анализ фазовой диаграммы при 293 К сплавов системы Fe—Cr—Mn после закалки от 1100 °C (рис. 86) показывает, что для существования только аустенита минимальное содержание марганца должно быть более 25 %, хрома менее 15 %. Углерод и азот смещают границы γ -области: сталь 10X14AG15 при комнатной температуре является аустенитной, сталь 15X17AG14 наряду с аустенитом может содержать до 15 % δ -феррита.

Таблица 29. Основной химический состав, %, отечественных аустенитных хромомарганцевых сталей

Марка стали	C	Si	Ni	Mn	Cr	N
15X17AG14	$\leq 0,15$	$\leq 0,8$	$\leq 0,6$	13,5—15,5	16,0—18,0	0,25—0,37
10X14AG15	$\leq 0,10$	$\leq 0,8$	—	14,5—16,5	13,0—15,0	0,15—0,25
07X13AG20	$\leq 0,07$	$\leq 0,6$	—	19,0—22,0	12,0—15,0	0,06—0,20
03X13AG19	$\leq 0,030$	$\leq 0,6$	$\leq 1,0$	18,0—21,0	12,0—15,0	0,09—0,19

Для сохранения аустенитной структуры стали (при отсутствии пластической деформации в случае охлаждения металла) содержание марганца должно быть выше 20 % (при содержании углерода 0,05 % и азота 0,10 %) [135]. С целью подавления $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перехода при низких температурах после предварительной деформации содержание марганца в стали должно быть увеличено до 27 %.

Проведенное в ЦНИИЧермете экспериментальное определение предельного содержания азота в расплавах Fe—Cr—Mn показало, что в сталях, приведенных в табл. 29, азот будет находиться после аустенитизации в твердом растворе. Однако при провоцирующих нагревах, каким является нагрев при сварке, часть азота в виде нитридов наряду с карбидами выделяется по границам зерна, снижая коррозионную стойкость и ударную вязкость металла, особенно при низких температурах. Так, для стали 15X17AG4, по данным ЦНИИЧермета, в закаленном от 1050 °C состоянии ударная вязкость при 293 и 77 К равна $KCU = 2,0$ МДж/м² и $KCU^{77} = 0,8$ МДж/м² соответственно (табл. 30). Отпуск при 700 °C в течение 10 мин снижает

Таблица 30. Механические свойства хромомарганцевых сталей 15X17AG14 и 10X14AG15 при низких температурах (НИИЧермет)

Марка стали	T, К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_{10} , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²
15X17AG14	293	800	400	50	50	2,0
	213	1150	660	73	68	1,5
	77	1350	1220	8	10	0,8
10X14AG15	293	820	380	60	50	2,0
	77	1300	700	8	10	0,4

ударную вязкость при 293 К до $KCU = 1,5$ МДж/м², при 213 К — до 0,5 МДж/м² и при 77 К — до 0. При продолжительности отпуска 1 ч уже при 213 К $KCU = 0,1$ МДж/м².

Из приведенных данных видно, что сталь 15X17AG14 может быть применена в сварных динамически нагруженных конструкциях только при температурах выше 270 К. Несколько ниже допустимая температура применения стали 10X14AG15 (240 К). Уменьшение содержания углерода с одновременным увеличением содержания марганца ведет к понижению допустимой температуры эксплуатации: для стали 07X13AG20 — до 170 К, для 03X13AG19 — до 140

К. Понижение вязкости металла с уменьшением температуры вызывается, кроме влияния карбонитридных выделений, фазовыми превращениями $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$, происходящими при охлаждении и особенно при пластическом деформировании.

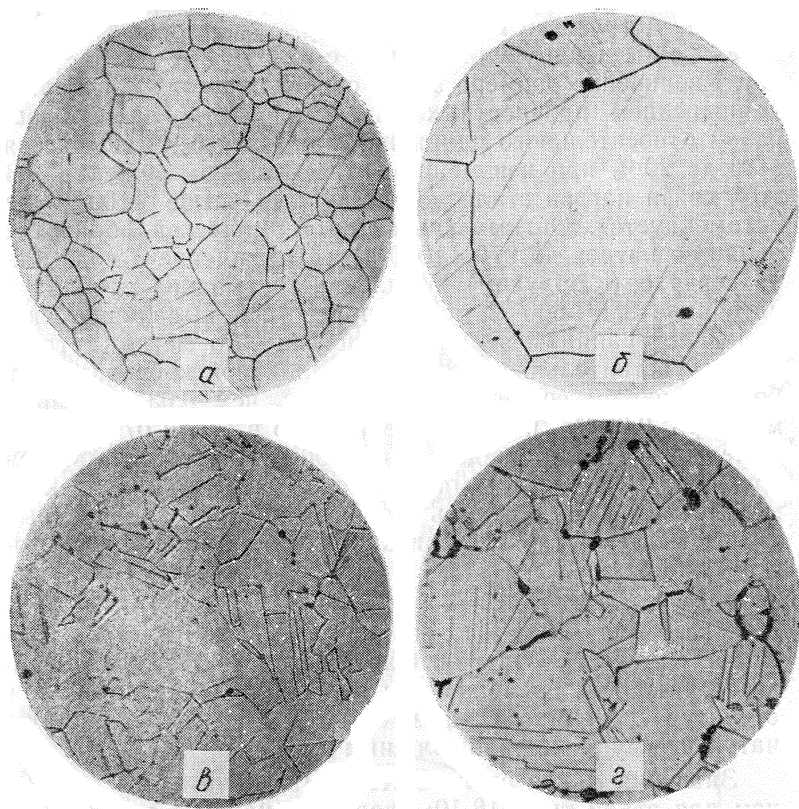


Рис. 87. Структура хромомарганцевой стали, упрочненной азотом (а, б, в — сталь 03X13AG19; г — сталь 07X13AG19):

а — исходная структура, $\times 200$; б — нагрев под закалку до температуры 1200°C , выдержка 0,5 ч, $\times 200$; в — нагрев до 750°C , выдержка 1 ч, $\times 200$; г — нагрев до 750°C , выдержка 0,5 ч, $\times 300$

ровании и последующем охлаждении металла [136]. При этом происходят объемные изменения, в частности переход $\varepsilon \rightarrow \alpha$ сопровождается расширением. Таким образом, хромомарганцевые стали 07X13AG20 и 03X13AG19 перспективны для низкотемпературной техники. Однако получение особо низкого содержания углерода ($\leq 0,03\%$) связано

с необходимостью применения дефицитных в настоящее время лигатур типа ФХМ 50.

Рассмотрим свойства стали 03Х13АГ19. В горячем состоянии сталь 03Х13АГ19 деформируется хорошо. При нагреве выше 1150 °С сталь склонна к росту зерна. Например, при нагреве до 1200 °С и выдержке при этой температуре 30 мин зерно увеличивается с 6-го до 3-го балла (рис. 87). Увеличение размера зерна сопровождается некоторым уменьшением прочностных характеристик и главным образом относительного удлинения при 77 К: δ_5 уменьшается с 30 до 20 % при неизменном относительном сужении. В этой связи нагрев стали до температур выше 1100 °С не рекомендуется. Оптимальным при термической обработке является нагрев до 970—1000 °С и охлаждение в воде или на воздухе (с обдувом). Медленное остывание металла в интервале 850—600 °С может привести к выпадению нитридов по границам зерна, вследствие чего металл становится чувствительным к межкристаллитной коррозии. При более высоком содержании углерода, чем 0,03 %, например при 0,07 %, как это имеет место в стали 07Х13АГ20, выделение карбонитридов при 600—800 °С усиливается (рис. 88). При низкотемпературных испытаниях такого металла ударная вязкость ниже значений, характерных для металла, после аустенизации которого проведено быстрое охлаждение.

Исследования фазового состава стали 03Х13АГ19 после закалки от 1000 °С показали, что при 293 К сталь имеет аустенитную структуру. Охлаждение до 77 К не выявило структурных превращений; при охлаждении до 4,2 К в структуре появляется ε -фаза (~ 5 %), имеющая пластинчатую форму различной толщины [136].

Значения α для стали 03Х13АГ19 значительно меньше, чем для стали типа 18-10: среднее значение в интервале 293—30 К равно соответственно $6 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ и $11 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$. Это обуславливает появление при прочих равных условиях меньших температурных напряжений в конструкциях при охлаждении.

Рассмотрим изменение прочностных свойств стали 03Х13АГ19 при охлаждении. Предел текучести при понижении температуры от 293 до 20 К резко возрастает (рис. 88): с 370 до 870 МПа ($\sigma_{0,2}^{20}/\sigma_{0,2} = 2,3$) для исследуемого листа промышленной поставки — интенсивнее, чем это наблюдалось для хромоникелевых аустенитных сталей ($\sigma_{0,2}^{20}/\sigma_{0,2} = 2$). Рост временного сопротивления, полученно-

Таблица 31. Содержание α -фазы в зоне разрушения статически растянутых при 293 К образцов стали 03Х13АГ19, предварительно деформированных при различных температурах

Температура предварительной деформации T_d , К	Степень деформации δ_d , %	Содержание α -фазы, %
293	5	10
	15	20
185	5	10
	15	40
77	5	30
	10	40

го при испытании гладких образцов, сопровождается увеличением $\sigma_{в.к}$, полученным при испытании образцов диаметром 7 мм с надрезом глубиной 1 мм и радиусом в надрезе 0,05 мм. Во всем исследованном диапазоне температур $\sigma_{в.к} > \sigma_{в.}$, тогда как для хромоникелевых сталей типа 18-10 при температурах ниже 200 К $\sigma_{в.к} < \sigma_{в.}$. При понижении температуры от комнатной до 190 К пластичность стали 03Х13АГ19 несколько возрастает, после чего начинается ее плавное падение, так что при 77 К $\delta_5 = 30\%$ и $\Psi = 20\%$; при наличии надреза $\Psi_K^{77} = 8\%$. Повышение прочностных свойств достигается при деформировании стали при низких температурах, однако при этом происходит распад γ -фазы с образованием ϵ и α -фаз. При испытании (табл. 31) на растяжение при 293 К предварительно деформированного при низких температурах металла происходит дальнейший распад γ -фазы (определено рентгеновским методом). Для стали марки 03Х13АГ19 характерно постепенное уменьшение значения ударной вязкости при снижении температуры испытания или умень-

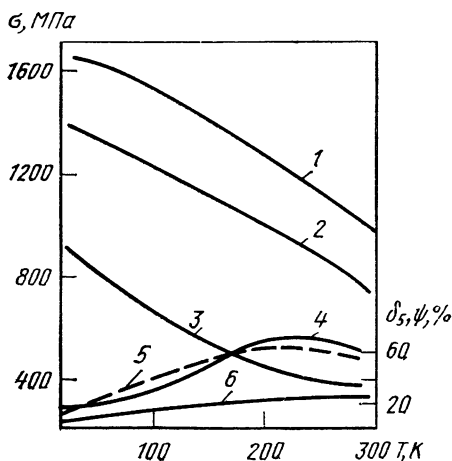


Рис. 88. Механические свойства стали 03Х13АГ19 при низких температурах:

1 — $\sigma_{в.к}$; 2 — $\sigma_{в.}$; 3 — $\sigma_{0,2}$;
4 — Ψ ; 5 — δ_5 ; 6 — Ψ_K

шении радиуса в надрезе. Если при статических испытаниях анизотропия свойств практически не выявляется, то при динамическом разрушении данные по КСУ на поперечных образцах в среднем составляют 70 % от значений, полученных на продольных образцах. Анализ фрактограмм изломов ударных образцов показал, что при 293 К при вязком в целом разрушении небольшие участки разрушаются сколом. С понижением температуры испытаний зона скола увеличивается, достигая при 77 К 50 % площади излома.

Данные по свариваемости хромомарганцевой стали показывают возможность получения качественных сварных соединений, прочность и вязкость которых удовлетворяют требованиям низкотемпературной техники [199, 137]. Для оценки свойств соединений из листового проката толщиной 10, 12, 14, 20 мм были подготовлены пластины с разделкой кромок для ручной сварки и без разделки кромок для автоматической сварки. При сварке применяли присадочную проволоку марок Св-05Х15Н9АГ6, рекомендованную ИЭС им. Патона для сварки хромомарганцевых сталей, а также проволоки Св-01Х19Н18Г10АМ4, Св-10Х16Н25АМ6 и электроды на базе указанных проволок. Автоматическую сварку проводили под флюсом АН-26. Полученные данные при 293 К показывают, что применение указанных присадочных материалов обеспечивает получение сварного соединения, равнопрочного основному металлу, разрушение происходит по основному металлу или по зоне сплавления. При снятом усилении шва заподлицо с основным металлом разрушение всегда происходит по сварному шву; прочность при этом может быть ниже прочности основного металла, как это имеет место при сварке проволокой Св-10Х16Н25АМ6. Пластичность швов высокая: угол загиба более 140°, трещина зарождается в сварном шве. С понижением температуры испытания до 77 К при увеличении $\sigma_{\text{в}}^{\text{св}}$ наблюдается снижение δ ; угол загиба более 40°; трещина развивается по зоне сплавления.

Ударная вязкость увеличивается при увеличении содержания никеля и снижения азота в металле шва. Это достигается за счет применения различной присадочной проволоки. Содержание никеля в шве, по данным химического анализа, составляет 3,5; 6 и 8 % соответственно в случае применения проволоки марок Св-05Х15Н9Г6АМ, Св-01Х19Н18Г10АМ4 и Св-10Х16Н25АМ6. Во всех исследованных случаях значения $\text{КСУ}^{77} \geq 0,5 \text{ МДж/м}^2$; при этом работа развития трещины, определенная по методике А. П.

Гуляева, при 77 К всегда более 0,2 МДж/м². В зоне термического влияния сварочного нагрева наблюдается увеличение зерна, что объясняется склонностью стали к росту зерна при перегреве. Выделение вторичных фаз по границам зерна выявлено лишь после многократных подварок.

Проведена оценка свойств сварных соединений 03X13AG19+СтЗсп и 03X13AG19+12X18H10T. Для первого сочетания на основании производственного опыта применена при автоматической сварке присадочная проволока Св-10X16H25AM6, обеспечивающая получение аустенитной структуры шва; для второго — Св-01X19H18Г10АМ4. При испытаниях сварного соединения стали 03X13AG19+СтЗсп прочность при 293 К определяется прочностью стали СтЗсп: разрушение происходит вдали от шва (~50 мм) по углеродистой стали. Статический изгиб при 293 К (угол загиба более 45°) и ударные испытания при 240 К ($KCV^{240} \geq 0,25$ МДж/м²) показывают возможность использования таких сочетаний. Это подтверждается оценкой качества сварного соединения, выполненного в тавр: к пластине из стали 03X13AG19 приваривали пластину из стали ВСтЗсп ручной сваркой с применением электродов ЭА-395/9 диаметром 4 мм. Формирование шва удовлетворительное. Испытания на изгиб дали разрушение шва при угле загиба $\alpha > 60^\circ$ с односторонней сваркой листа толщиной 12 мм и $\alpha > 30^\circ$ с двусторонней; причем разрушение (вязкое) произошло по околошовной зоне листа из стали СтЗсп.

Сварные стыковые соединения сталей 03X13AG19+12X18H10T, выполненные автоматической сваркой под флюсом АН-26 без разделки кромок, имеют хороший внешний вид, при рентгеновском контроле дефектов не обнаружено. При 293 К разрушение происходит по стали 12X18H10T как менее прочной в данном соединении ($\sigma_b \geq 600$ МПа), при 77 К — по зоне сплавления со стороны этой же стали. В последнем случае прочность $\sigma_b^{св} = 930$ МПа близка к прочности сварного соединения стали 12X18H10T+12X18H10T, выполненного на листе той же плавки с присадкой проволоки Св-04X19H9 ($\sigma_b^{св} = 910$ МПа). При статическом изгибе пластин разнородного сварного соединения в жидком азоте угол загиба более 35°; при этом не выявлено наименее пластичной зоны: зарождение трещины равновероятно в центре шва и в зонах сплавления с одной и другой сталью.

Оценка ударной вязкости KCV^{77} с надрезом по центру шва и зонам сплавления со стороны 12X18H10T и

03Х13АГ19 (соответственно 0,6; 0,85 и 0,5 МДж/м²) показывает, что минимальное значение соответствует КСV⁷⁷ однородного соединения стали 03Х13АГ19. Приведенные результаты свидетельствуют о возможности получения качественных разнородных сварных соединений стали 03Х13АГ19 с углеродистыми и аустенитными сталями.

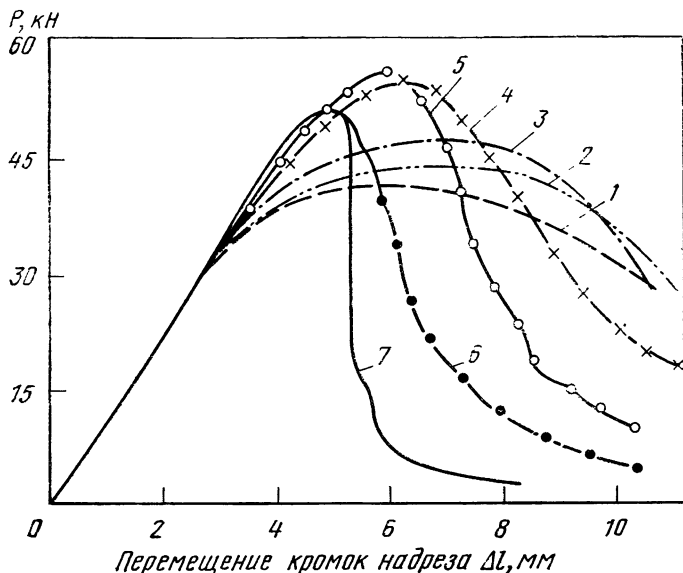


Рис. 89. Диаграмма внецентренного растяжения образцов с трещиной из стали 03Х13АГ19 при различных температурах:

1 — 293 К; 2 — 233 К; 3 — 173 К; 4 — 138 К; 5 — 108 К; 6 — 90 К;
7 — 77 К

Проведена сравнительная оценка сопротивления хромоникелевой 12Х18Н10Т и хромомарганцевой 03Х13АГ19 сталей развитию трещин при 293—77 К с применением образцов толщиной 20 мм, выполненных в соответствии с рекомендациями СЭВ РС 3642—72. Анализировали диаграммы статического внецентренного растяжения образцов с трещиной глубиной 1—1,5 мм в направлении проката; дополнительно проводили фрактографические исследования поверхности излома. Изучали горячекатаный металл толщиной 20 мм, прошедший аустенитизацию на заводе-изготовителе. При 293 К обе стали ведут себя аналогично: после достижения P_{max} при упруго-пластическом раскрытии устья трещины начинается ее плавное продвижение

при одновременном снижении нагрузки (рис. 89). С понижением температуры до 77 К характер кривых $P-\Delta l$ стали 12X18H10T практически не меняется.

Для стали 03X13AG19 при 108 К на кривой $P-\Delta l$ наблюдаются резкие сбросы нагрузки; с понижением температуры величина сброса нагрузки росла. Наибольшего значения $P_{\max}$ достигает при 108 К (на 30 % выше, чем при 293 К).

Визуальный осмотр образцов выявил различие их изломов: сужение по толщине образцов, испытанных при 77 К, в зоне излома стали 12X18H10T составило 3 %, стали 03X13AG19 — 0,5 %, что принципиально соответствует меньшим значениям относительного сужения Ψ при 77 К для последней. В зоне трещины стали 03X13AG19 выполняется условие плоской деформации и, следовательно, можно оценить значение критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} , оно равно 108 МПа $\sqrt{м}$ в интервале температур 108—77 К.

Микрофрактографический анализ зоны, прилегающей к исходной трещине, подтвердил отличие поверхностей изломов: в стали 03X13AG19 при 293 и 233 К характер разрушения вязкий, хотя величина «чашек» и их глубина уменьшаются с понижением температуры. При 173 К в изломе появляются фасетки скола; при 138 К наблюдается вязкий скол и, наконец, при 108, 90 и 77 К — хрупкий скол, речной узор. Для температурной зоны при увеличении $P_{\max}$ характерно вязкое разрушение, при уменьшении $P_{\max}$ — хрупкое разрушение. Причиной перехода к хрупкому разрушению является распад аустенита с образованием ϵ - и α -фаз, количество которых в зоне разрушения при испытании стали 03X13AG19 в жидком азоте достигает соответственно 20 и 40 %.

В работе [138] приведены результаты оценки вязкости разрушения листовой стали толщиной 19 мм, имеющей химический состав, близкий к исследованной, но большее содержание углерода (0,06 % С). Значение K_{Ic} , определенное через J -интеграл, при 76 К на поперечных образцах равно 159 МПа $\sqrt{м}$; при 295 и 4 К оно составляло соответственно 231 и 103 МПа $\sqrt{м}$. Более высокое значение K_{Ic}^{77} , полученное в цитируемой работе, по сравнению с приведенным выше связано с разбросом значений при переходе от одной партии металла к другой.

Накопление пластической деформации при длительном статическом нагружении в жидком азоте исследовано

на хромомарганцевой стали (0,07 % С; 13,25 % Cr; 19,58 % Mn; 0,18 % N), имевшей после аустенизации следующие механические свойства при 293 К: $\sigma_{0,2}=340$ МПа; $\sigma_B=780$ МПа; $\delta_5=64$ %; $\Psi=68$ %. При напряжении 240 МПа средняя остаточная пластическая деформация составила 0,1 % через 10 ч; 0,15 % через 1000 ч; 0,22 % через 10000 ч. При этом прочностные и пластические свойства после длительного статического нагружения не изменились по сравнению со свойствами в исходном и не нагруженном состояниях. Это находится в соответствии с данными, относящимися к хромоникелемарганцевым сталям с азотом, и выводом о подавлении низкотемпературной ползучести стали в случае легирования ее азотом.

Рассмотрим поведение стали 03Х13АГ19 при малоцикловом нагружении. В случае испытания гладких образцов при 293 К пульсирующим растяжением с максимальным напряжением цикла, равным $0,9\sigma_{0,2}$, происходит накопление пластической деформации, затухающее с увеличением числа циклов. Вследствие механического наклепа при увеличении числа циклов происходит некоторый рост $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}^{77}$ (на ~ 5 %). Падения $\sigma_{0,2}^{77}$ при малом числе циклов, как это наблюдали для стали 12Х18Н10Т при аналогичных испытаниях, не обнаружено.

На рис. 90 приведены зависимости $\sigma=f(N)$ (где σ — приложенное максимальное напряжение при пульсирующем нагружении), построенные по результатам испытаний поперечных гладких образцов диаметром 5 мм и образцов диаметром 7 мм с надрезом глубиной 1 мм и

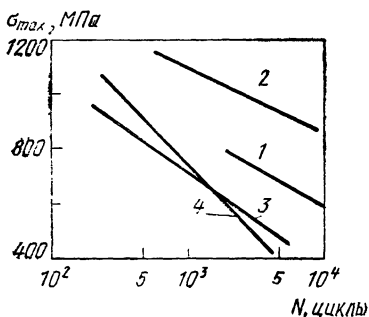


Рис. 90. Малоцикловая усталость стали 03Х13АГ19 при пульсирующем растяжении:

1 — гладкие образцы при 293 К; 2 — гладкие образцы при 77 К; 3 — образцы с надрезом при 293 К; 4 — образцы с надрезом при 77 К

радиусом в надрезе 0,05 мм ($K_T=6$). При испытаниях практически не обнаружено влияния направления вырезки образцов на их долговечность.

Низкотемпературное упрочнение металла, наблюдаемое при малоцикловом нагружении гладких образцов, исчезает при испытании образцов с надрезом; при $\sigma < 600$ МПа долговечность образцов с надрезом при 77 К меньше, чем при 293 К. Это сопровождается переходом от полностью вязкого

разрушения при 293 К к вязкохрупкому при 77 К с появлением в зоне движения трещины межзеренного разрушения и хрупких микрополос усталости.

Образованию трещины предшествует значительная пластическая деформация зоны концентратора, о чем свидетельствует большое число линий скольжения и двойников. Трещина при усталостном разрушении развивается путем прерывистых сдвигов или образования пор впереди микротрещины с дальнейшим разрывом перемычки. Как квазистатическая, так и усталостная трещины распространяются в плоскости, перпендикулярной нагрузке.

Проанализируем поведение стали при многократных резких охлаждениях в жидком азоте с последующим медленным отогревом на воздухе. При отсутствии напряжений от внешних нагрузок не обнаружено изменения механических свойств: $\sigma_{0,2}$, σ_b , δ_5 , Ψ при последующих статических испытаниях на воздухе и в охлажденном этиловом спирте (соответственно 293 и 185 К); при испытании в жидком азоте несколько увеличивается $\sigma_{0,2}$: с 730 до 780 МПа в случае $N_T=10^3$. При напряжении $\sigma=0,9 \sigma_{0,2}$ предел текучести увеличивается больше; остальные характеристики практически не изменяются. С увеличением числа циклов рост $\sigma_{0,2}$ затухает по экспоненциальному закону: при $N=10^3$ и 77 К соответственно $\sigma_{0,2}^{77}=740$ и $\sigma_{0,2T}^{77}=880$ МПа, где $\sigma_{0,2T}^{77}$ — предел текучести после термоциклирования. Экстраполируя на $N=10^4$, можно ожидать $\sigma_{0,2T}=550$ МПа и $\sigma_{0,2T}^{77}=930$ МПа.

Рассмотрение зависимости $\sigma - \lg N$ для образцов с надрезом ($K_T=6$), подвергнутых многократному охлаждению в жидком азоте, показывает монотонное уменьшение числа циклов при увеличении приложенного напряжения. При этом долговечность образцов выше, чем для стали 12Х18Н10Т. Отметим, что на базе $N=10^4$ разрушающее напряжение составляет $\sigma=0,9\sigma_b$ исследуемого металла, в то время как в тех же условиях для стали 12Х18Н10Т $\sigma=1,07\sigma_b$. Характер зарождения разрушения при низкотемпературном термоциклировании и его развитие аналогичны такому процессу при малоцикловом нагружении при низких температурах.

Прочность сварных соединений при термоциклировании на базе $N=10^3$ (надрез по центру сварного шва, выполненного автоматической сваркой под флюсом АН-26 с присадкой проволоки Св-05Х15Н9Г6АМ) на 100 МПа ниже, чем для основного металла. При знакопеременном чи-

стом изгибе с вращением частотой 50 Гц с понижением температуры от 293 до 77 К предел выносливости образца диаметром 7,5 мм, вырезанного из листа толщиной 20 мм из стали 03Х13АГ19, возрастает более чем вдвое: с 250 МПа до 590 МПа. При этом возрастает отношение σ_{-1H}/σ_B .

При определении циклической вязкости по методике В. С. Ивановой получены значения $K_{Ic}^{s77} = 46 \text{ МПа } \sqrt{\text{м}}$ или $K_{Ic}^{s77} = 0,42 K_{Ic}^{77}$. При наличии концентратора напряжений циклическая прочность резко уменьшается: для образцов диаметром 17 мм с надрезом глубиной 2,5 мм и радиусом в надрезе 0,1 мм ($K_T = 8$) при 77 К на базе $N = 10^6$ $\sigma_{-1H} = 240 \text{ МПа}$.

Проведены испытания в жидком азоте крупногабаритных дисков. При одном и том же базовом числе $N = 10^6$ максимальные напряжения для стали 03Х13АГ19 на 15 % меньше, чем для стали 12Х18Н10Т. Испытания выявили высокую чувствительность стали 03Х13АГ19 к поверхностным концентраторам напряжений. Появление трещины глубиной 1—2 мм при толщине диска 20 мм ведет к быстрому распространению ее через весь образец с разрушением по типу отрыва. Расчет предела выносливости с использованием зависимости И. А. Одингга показывает, что при двухосном изгибе в образце-диске при 77 К на базе $N = 10^6$ $\sigma_{-1H} = 250 \text{ МПа}$, что практически совпадает с пределом выносливости при изгибе с вращением образца с концентратором.

Отрицательное влияние концентратора проявляется и при наличии сварного шва (двусторонняя автоматическая сварка под флюсом АН-26 с присадкой проволоки Св-01Х19Н18Г10АМ4). Предел выносливости сварного соединения при 77 К уменьшается по сравнению с основным металлом: эффективный коэффициент концентрации напряжений K_s для сталей 03Х13АГ19 и 12Х18Н10Т при 77 К равен соответственно 1,68 и 1,20. Здесь $K_s = \sigma_r/\sigma'_r$, где σ_r — ограниченный предел выносливости основного металла на базе $N = 10^6$; σ'_r — то же для сварного соединения.

Снятие усиления шва наждачным камнем заподлицо с основным металлом лишь на 5 % повышает сопротивление циклическим нагрузкам. При этом коэффициент, учитывающий влияние собственно структуры расплавленного металла и сварочных остаточных напряжений, равен $K_c = 1,5$ по сравнению с $K_c = 1,13$ для стали 12Х18Н10Т; здесь $K_c = \sigma_r/\sigma''_r$, где σ''_r — ограниченный предел выносли-

ности на базе $N=10^6$ сварного соединения со снятым усилием. Для стали 03Х13АГ19 влияние собственного усиления шва выше по сравнению со сталью 12Х18Н10Т; $K_y = \sigma_r'' / \sigma_r'$ равен соответственно 1,12 и 1,06. Фрактографические исследования изломов стали 03Х13АГ19 показали следующее (рис. 91). При 293 К для зоны стабильного развития трещины характерно наличие усталостных бороздок; в зоне долома наблюдаются зоны разрушения сколом. При 77 К разрушение сколом наблюдается по всей зоне разрушения.

Оценка циклической вязкости стали 03Х13АГ19, выполненная по данным многоцикловых испытаний образцов толщиной 5 мм, показала [139], что после дополнительной аустенитизации, проведенной в лабораторных условиях, при 113 К до 50 % зоны излома занимают участки межзеренного, хрупкого разрушения; скорость роста трещин возрастает с понижением температуры.

Из рассмотрения кинетических диаграмм усталостного разрушения видно, что скорость роста трещины dl/dN стали 06Х13АГ19 при одних и тех же значениях ΔK с понижением температуры, возрастает [138]: например, при $\Delta K=40$ МПа $\sqrt{м}$ скорость роста трещины равна $2 \cdot 10^{-4}$, $5 \cdot 10^{-4}$ и $9 \cdot 10^{-4}$ мм/цикл соответственно при 295, 76 и 4 К. Это в большей мере проявляется в сварных соединениях: при $\Delta K=40$ МПа $\sqrt{м}$ dl/dN равна $2 \cdot 10^{-4}$ и $8 \cdot 10^{-4}$ мм/цикл соответственно при 295 и 76 К. Данные работ [138 и 139] по росту скорости трещин с понижением температуры идентичны. В работе [140] сделана попытка связать характерные точки кинетической диаграммы усталостного разрушения, полученной при 77 К, с фазовыми изменениями, протекающими в стали 03Х13АГ19. Подтверждено, что при охлаждении до 77 К в стали не происходит структурных изменений. При анализе структуры металла на поверхности усталостных изломов, проведенном рентгеновским методом на дифрактометре ДРОН-1,5 в CoK_{α} -излучении, было показано, что при усталостном разрушении протекает $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ -распад. При этом распад аустенита увеличивается с увеличением амплитуды напряжения и длины трещины, постепенно затухая, по мере приближения к зоне долома, где наблюдается уменьшение количества ϵ -фазы. Уже на стадии зарождения трещины в стали появляется до 20 % ϵ -фазы; в дальнейшем распад аустенита сопровождается интенсивным $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ -превращением. На границе зоны ускоренного роста трещины и зоны долома коли-

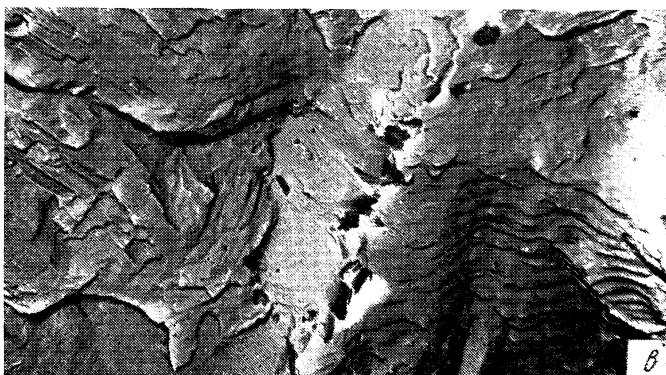
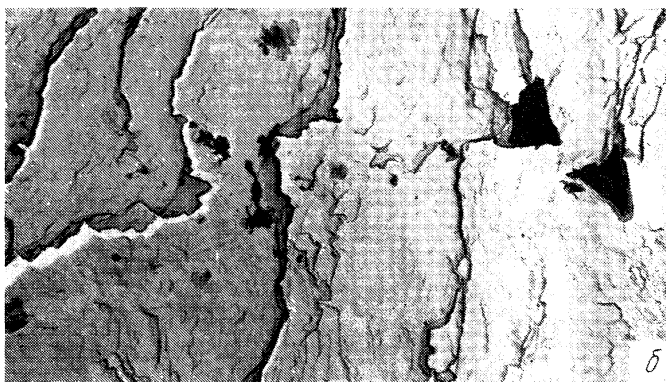
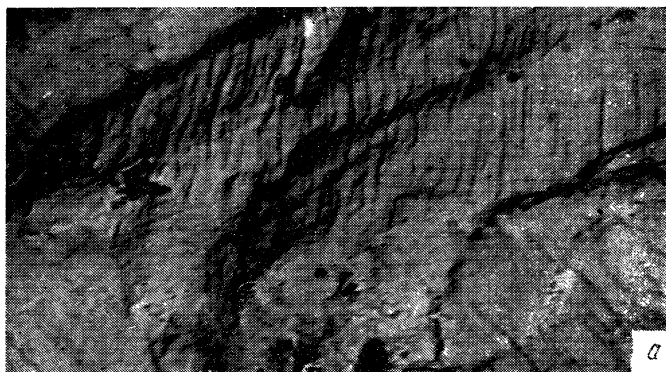


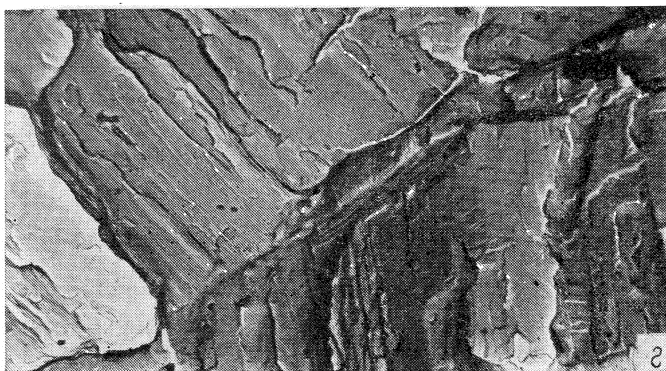
Рис. 91. Микрорельеф усталостного
 а — 293 К, зона I_s , $\times 8000$; б — 293 К, зона I_r , $\times 6000$;

чество распавшегося аустенита максимально. В зоне долома происходит перераспределение количеств ϵ - и α -фаз. Объемное содержание фаз и характер их распределения зависят от размаха ΔK . Такой зависимости от значения приложенного напряжения не обнаружено: точки при $\sigma = 206$ МПа и $\sigma = 294$ МПа укладываются на одни и те же кривые.

Таким образом упрочненная азотом низкоуглеродистая хромомарганцевая сталь типа X13Г19 может быть применена в сварных статически нагруженных конструкциях при температурах до 77 К, в циклически нагруженных — до 140 К.

11. ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ

Для изготовления некоторых узлов низкотемпературных установок, размеры которых должны иметь минимальные изменения, используют сплавы железа с никелем, содержание которого составляет 35—50 %. К таким узлам относятся жесткозашемленные элементы трубопроводов сложной пространственной формы, работающие при температурах до 4 К (например, трубопроводы ЖРД, сверхпроводящего кабеля и др.), некоторые элементы арматуры. Материалы для их изготовления должны не только сохранять высокие вязкость и пластичность при низких температурах, но и возможно малый коэффициент линейного расширения. Малая величина температурного коэффициента линейного расширения материала позволяет уменьшить напряжения в трубопроводах и предотвратить возмож-



излома стали 03X13AG19:

а — 77 К, зона I_s , $\times 6600$; б — 77 К, зона I_p , $\times 4200$

ность их разрушения. Отпадает необходимость установки сильфонных узлов для компенсации деформации, что упрощает конструкцию и делает ее более надежной. Кроме того, есть ряд узлов, где требуется заданный температурный коэффициент линейного расширения, например для корпусов герметичных электрических разъемов.

При 293 К для сплавов Fe—Ni в области концентраций никеля около 36 % наблюдается минимум температурного коэффициента линейного расширения. При понижении температуры до 173 К отмечено небольшое смещение положения минимума в направлении меньших концентраций никеля. Сплав железа с 36 % никеля-инвар имеет величину коэффициента линейного расширения при температурах 50—300 К, в 10—20 раз меньшую, чем для никелевых и хромоникелевых сталей, а также алюминиевых сплавов. Инвар ферромагнитен, имеет кристаллическую гранецентрированную решетку. Он не упрочняется термической обработкой и слабо упрочняется при пластической деформации, сохраняя при этом высокую пластичность. Инвар имеет низкую теплопроводность — почти вдвое меньшую, чем для аустенитных сталей, что особенно важно при использовании его в узлах, где необходимо уменьшить теплопритоки.

Проведенные эксперименты показывают, что наклеп приводит к уменьшению температурного коэффициента линейного расширения. Такой же эффект получен и в случае длительного низкотемпературного нагружения инвара 36НХ [10], дополнительно легированного хромом (0,4—0,6 %) для стабилизации γ -раствора при 77—4 К.

В случае легирования сплава с 36 % Ni марганцем, хромом или другими элементами значение α увеличивается. Так введение в сплав 10 % Cr повышает α при 293 К с $2 \cdot 10^{-6}$ до $8 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, что практически исключает возможность использования хрома как легирующего элемента, повышающего коррозионную стойкость. Увеличивается значение α и при увеличении концентрации таких элементов, как углерод, что требует применения чистых шихтовых материалов для ведения плавки с целью обеспечения $C \leq 0,05 \%$.

Присутствие в сплаве других (кроме железа и никеля) элементов, за исключением кобальта и палладия (до определенных концентраций), увеличивает значение α . Однако по ряду причин, главным образом определяемых металлургическим процессом производства сплава или обусловленных определенными требованиями (в частности не-

обходимостью повышения устойчивости аустенита при низких температурах), сплавы содержат некоторое количество хрома, марганца, кремния, а также примесей (серы, фосфора, азота, меди и др.). Кроме того, с целью повышения технологических характеристик сплавы дополнительно модифицируют церием, барием и другими элементами. Например, введение церия позволяет уменьшить степень загрязнения сплава неметаллическими включениями.

В результате исследований, проведенных в ЦНИИчермете, установлено, что добавки редкоземельных металлов в количествах, не превышающих их предела растворимости в твердом состоянии в железе и никеле, оказывают, как правило, слабое влияние на физические свойства, в том числе величину α [141]. Более существенно рафинирующее действие р. з. м. Общее количество газов, удаляемых из сплавов открытой индукционной выплавки, при добавлении р. з. м., увеличивается в 1,5—4 раза, а кислорода — в 4—9 раз. Одновременно р. з. м. очищают границы зерен и приграничные объемы, связывают и частично удаляют вредные примеси, что улучшает деформируемость сплава в горячем состоянии. Комплексное модифицирование несколькими элементами позволило получить тонкий горячекатаный лист, а также холоднодеформированные особотонкостенные трубы большого диаметра с использованием центробежнолитой толстостенной гильзы. При этом средний температурный коэффициент линейного расширения в интервале 293—77 К составил менее $1,6 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$.

Необходимо остановиться на вопросе термической обработки сплавов типа 36Н. Классической считается термическая обработка, включающая закалку от 840 °С в воде, отпуск при 315 °С в течение 3 ч и старение при 100 °С в течение 50—100 ч. Однако при производстве крупногабаритных изделий применять такой способ не всегда удается. В этой связи разработаны ускоренные режимы термической обработки, позволяющие сочетать наличие действующего термического оборудования, требования по экономии энергии и выполнение требований по низкотемпературному расширению сплава. Длительный опыт применения металла, подвергаемого спреерному охлаждению от 900 °С, подтвердил правомерность такой термообработки: механические свойства труб удовлетворяют требованиям, предъявляемым к низкотемпературным металлам.

Прочностные свойства инвара невысоки: при 293 К

предел текучести составляет около 240 МПа, временное сопротивление 420 МПа, модуль упругости сплава ниже, чем для стали: $E=14,5 \cdot 10^{-4}$ МПа, $G=5,7 \cdot 10^3$ МПа. С понижением температуры прочностные свойства сплава возрастают. Так, для наиболее распространенного сплава 36НХ, созданного в ЦНИИчермет им. И. П. Бардина, при охлаждении до 20 К предел текучести возрастает втрое, временное сопротивление более чем вдвое (табл. 32). При

Таблица 32. Механические свойства сплава 36НХ при низких температурах

Режим термообработки	Т, К	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	КСУ, МДж/м ²
		МПа		%		
Закалка с 840 °С в воде, отпуск при 315 °С, отпуск при 100 °С	293	440	250	49	75	3,0
	77	930	620	43	72	1,8
	20	1020	740	40	66	1,6
Закалка с 850 °С в воде	300	430	260	50	83	2,8
	77	850	570	43	72	2,6
	20	970	690	50	68	2,3
	4	1020	740	30	60	—

этом пластичность изменяется слабо, оставаясь на чрезвычайно высоком уровне (при 20 К, например, $\psi > 60$ %).

Дополнительное легирование инвара ниобием, танталом, титаном, молибденом улучшает прочностные характеристики, но при этом увеличивается коэффициент линейного расширения и возрастает стоимость металла. Ударная вязкость при понижении температуры, уменьшаясь, остается на высоком уровне: $KCU^{20} \geq 1,5$ МДж/м². Разрушается сплав вязко вплоть до 4 К.

Сопротивление малоциклового нагружению исследовано при 293 и 77 К. При пульсирующем растяжении на воздухе (293 К) практически до $N=5 \cdot 10^3$ разрушающее напряжение близко временному сопротивлению (рис. 92). Наличие надреза (диаметр образца 7 мм, глубина надреза 1 мм, радиус 0,15 мм, $K_T=4$), увеличивая исходную прочность ($\sigma_{\text{в,н}} > \sigma_{\text{в}}$), снижает сопротивление при пульсирующем растяжении. Так, при $\sigma_{\text{max}}=400$ МПа число циклов до разрушения уменьшается с $5 \cdot 10^4$ для гладкого до $3 \cdot 10^3$ для образца с надрезом. При 77 К разупрочнение при увеличении числа циклов возрастает. Однако во всех случаях при числе циклов нагружения $N \leq 2 \cdot 10^3$, что соответствует, например, требованиям, предъявляемым к

большинству низкотемпературных трубопроводов, разрушающее напряжение при наличии концентратора выше σ_B .

При многоцикловом нагружении ($N > 10^6$) циклическая прочность сплавов 36Н, 36НХ близка к циклической прочности стали 12Х18Н10Т. Например, при 293 К в условиях симметричного знакопеременного изгиба на базе

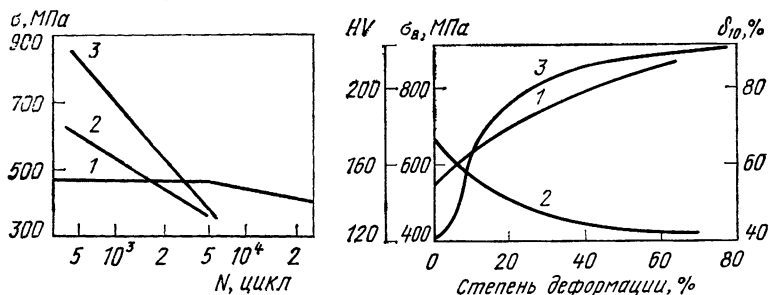


Рис. 92. Малоцикловая усталость сплава 36НХ:

1 — гладкие образцы, 293 К; 2 — образцы с надрезом, 293 К; 3 — образцы с надрезом, 77 К

Рис. 93. Влияние пластической деформации при 293 К на механические свойства сплава 47НД:

1 — σ_B ; 2 — δ_{10} ; 3 — HV

$N = 10^8$ $\sigma_{10} = 250$ МПа. С понижением температуры предел выносливости возрастает.

По сравнению с хромоникелевыми аустенитными сталями инвар имеет пониженную коррозионную стойкость (4-й балл стойкости по ГОСТ 13819—68). Скорость коррозии инвара в пять раз меньше, чем для углеродистых сталей, однако хранить рекомендуется в сухом отапливаемом помещении, где он сохраняется без визуально обнаруживаемого налета окисной пленки в течение 2—3 мес. Хранение на открытой площадке допускается только в упакованном виде с применением специальных ингибиторов, так как нахождение сплава в промышленно-загрязненной атмосфере приводит к появлению язв коррозии, глубина которых за год может достигать 0,7 мм. Предложения по созданию нержавеющей инваров пока не получили промышленного применения прежде всего из-за крайне высокой стоимости сплава. В случае применения антикоррозионных покрытий перед сваркой следует их удалить из зоны сварки. Наличие стенки с химическим никелированием

в зоне сварки приводит к образованию хрупкого при низких температурах сварного шва вследствие попадания в него фосфора, присутствующего в слое нанесенного химически никеля.

Деформируемость сплава в горячем состоянии удовлетворительная, в холодном — хорошая; обрабатываемость резанием удовлетворительная, минимально достижимая шероховатость $R_a=5$ мкм. Сплав удовлетворительно сваривается и паяется. Использование инвара, например 36НХ, выпускаемого промышленностью в виде листа и труб, позволяет проектировать емкости с малым изменением объема при захлаживании, трубопроводы для перекачки сжиженных газов без применения сложных компенсационных узлов и т. д.

По условиям безопасного применения в контакте с газообразным и жидким кислородом сплав 36НХ аналогичен стали 12Х18Н10Т.

Более низкий термический коэффициент линейного расширения по сравнению со сплавом Fe — 36 % Ni имеют так называемые супер-инвары, в которых часть никеля заменена кобальтом. Например, сплав Fe—31 % Ni—5 % Co имеет при 300 К $\alpha=0,3 \cdot 10^{-6}$ 1/К по сравнению с $\alpha=1,5 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹ для сплава Fe—36 % Ni. Однако, как и в случае нержавеющей инваров, высокая стоимость сдерживает их применение в низкотемпературных установках.

Меняя в железоникелевых сплавах содержание никеля, можно получить любой требуемый термический коэффициент линейного расширения [142]. Сплавы с заданным коэффициентом линейного расширения применяют в низкотемпературной технике. Сплав 47НД использован в конструкциях электрических разъемов, где требуется обеспечение работоспособности до 4 К при сохранении вакуума. Термическое расширение сплава близко к термическому расширению стекла в широком интервале температур. Вакуумно-плотный спай сплава 47НД и стекла сохраняет работоспособность при охлаждении до 4 К. Теплопроводность сплава при 293 К $\lambda=18,8$ Вт/(м·К). Механические свойства сплава 47НД при 293 К невысокие (табл. 33). Сплав сохраняет высокую пластичность и вязкость во всем интервале низких температур. Сплав упрочняется при холодной деформации (рис. 93), однако следует избегать малых степеней деформации (10—15 %), так как при последующем нагреве это приводит к сильному росту зерна и в связи с этим понижению пластичности, а для тонких сечений даже к потере герметичности.

Т а б л и ц а 33. Механические свойства сплава 47НД при низких температурах

T, K	σ_B	$\sigma_{0,2}$	σ_{BK}	δ_5	ψ	КСУ, МДж/м²
	МПа			%		
293*	480	210	680	37	69	3,3
77	750	320	960	45	64	3,0
20	820	350	1000	49	—	2,5

* При 293 К $E=1,5 \cdot 10^5$ МПа.

Ввиду пониженной коррозионной стойкости сплава изделия из него подвергаются химическому никелированию. Для обеспечения свариваемости указанное покрытие должно быть удалено с расплавляемых кромок, так как находящийся в нем фосфор приводит к растрескиванию сварного шва. Сплав удовлетворительно обрабатывается давлением, резанием; удовлетворительно сваривается, требуя применения тщательно обработанной технологии сварки. В заключение отметим, что работоспособность большинства железоникелевых сплавов до 100 К не вызывает сомнения; лишь более низкие температуры обуславливают необходимость дополнительных исследований, главным образом по структурной стабильности.

Глава V

СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

1. АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Алюминий — один из наиболее распространенных металлов. Его промышленное использование началось лишь в конце прошлого века, но с тех пор развитие производства алюминия шло столь бурно, что к настоящему времени он является одним из главных конструкционных материалов после железа и его сплавов. Ежегодный прирост мирового потребления алюминиевых сплавов достигал 10 %, а в отдельных странах даже 19 %. Производство алюминия сосредоточено главным образом в промышленно развитых

странах, что обусловлено большой энергоемкостью процесса его получения.

Наибольшее применение алюминий получил в авиации и смежных с ней областях техники. Из него изготавливают многие детали железнодорожного транспорта. Большим потребителем алюминия является электротехника. В низ-

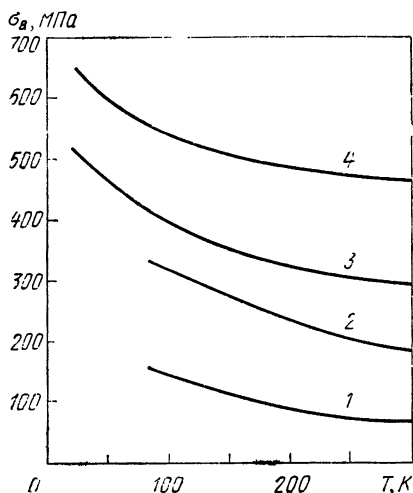


Рис. 94. Влияние температуры на временное сопротивление алюминиевых сплавов:

1 — АД1; 2 — АМг2; 3 — АМг5; 4 — Д16

котемпературной технике также используются алюминиевые сплавы ввиду их технологических, экономических и ряда других преимуществ перед медными сплавами. Потребляется алюминиевый прокат в виде листа, прутка, профиля и литья. Структура сплавов алюминия рассмотрена в работе [151], механические свойства при низких температурах приведены в работах [143—150, 152], теплофизические свойства при низких температурах представлены в работе [3], сведения по физико-механическим и технологическим свойствам, а

также область применения систематизированы в работе [153]. Кристаллизуясь в решетке гранцентрированного куба, алюминий не имеет полиморфных превращений. Изменение теплофизических свойств рассмотрено в гл. I.

Механические свойства алюминиевых сплавов колеблются в широких пределах в зависимости от степени легирования, предварительной деформации, термической обработки. Прочность чистого алюминия невелика: при 293 К предел текучести равен 25 МПа, временное сопротивление 60 МПа; у высокопрочных алюминиевых сплавов эти характеристики достигают соответственно 600 и 700 МПа. С понижением температуры прочностные характеристики возрастают (рис. 94, 95), относительное удлинение также, как правило, возрастает (рис. 96) за счет роста равномерного удлинения; относительное сужение уменьшается. Анализ зависимостей σ_b^T/σ_b и $\sigma_{0,2}^T/\sigma_{0,2}$ от σ_b и $\sigma_{0,2}$, где σ_b^T и σ_b — временное сопротивление при низкой и комнатной тем-

пературах соответственно, $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,2}$ — предел текучести, показывает, что с ростом исходных прочностных характеристик при комнатной температуре уменьшается низкотемпературное упрочнение (рис. 97, 98).

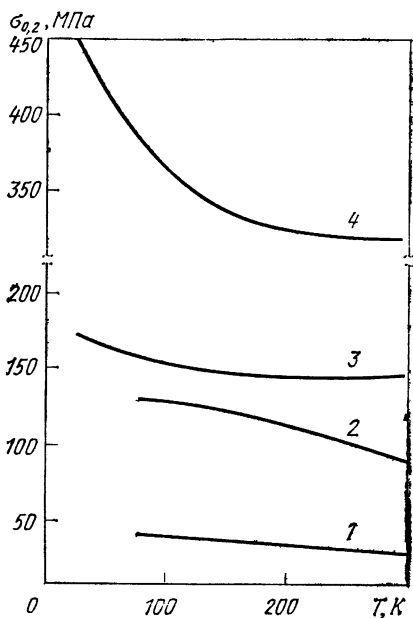


Рис. 95

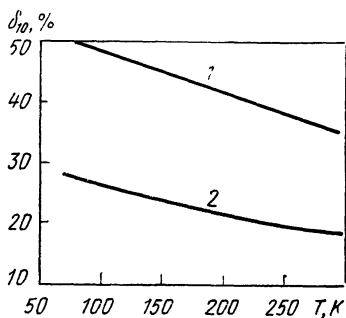


Рис. 96

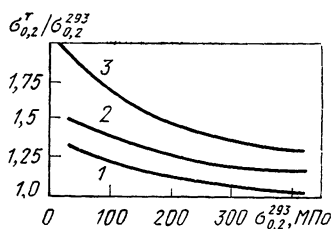


Рис. 97

Рис. 95. Влияние температуры на предел текучести алюминиевых сплавов (обозначения см. рис. 94)

Рис. 96. Влияние температуры на пластичность алюминиевых сплавов:
1 — АД1; 2 — Д16

Рис. 97. Относительное увеличение низкотемпературного предела текучести алюминиевых сплавов в зависимости от предела текучести при 293 К:

1 — $T=200$ К; 2 — $T=77$ К; 3 — $T=20$ К

У алюминиевых сплавов не обнаруживается порог хладноломкости: ударная вязкость монотонно понижается с понижением температуры. Если разложить в соответствии с методикой А. П. Гуляева ударную вязкость на работу зарождения и работу развития трещины, то с понижением температуры работа зарождения трещины алюминиевых сплавов низкой и средней прочности даже возрастает (табл. 34). Общее снижение ударной вязкости для них определяется снижением работы развития трещины.

Анализ зависимостей ударной вязкости и работы развития трещины показывает, что в общем случае с ростом пластичности (относительного сужения) повышаются и характеристики ударного изгиба (рис. 99). Вязкость разрушения при плоской деформации K_{Ic} алюминиевых сплавов с понижением температуры увеличивается, хотя для отдельных высокопрочных сложнелегированных алюминиевых сплавов в условиях температур ниже 250 K_{Ic} наблюдается ее снижение (рис. 23) [15]. Фрактографический анализ зон разрушения показывает, что характер излома алюминиевых сплавов вязкий, вид излома «чашечный». В отдельных случаях, когда металл периодически многократно нагревается до 170—220 °С, при ударном нагружении в жидком азоте возможно хрупкое разрушение. Наличие зон хрупкого разрушения в изломах отмечается в высокопрочных сплавах [154].

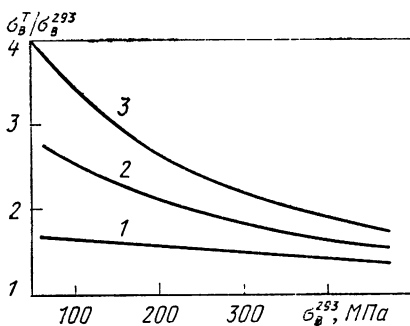


Рис. 98. Упрочнение алюминиевых сплавов в зависимости от временного сопротивления при 293 К; обозначения см. рис. 97

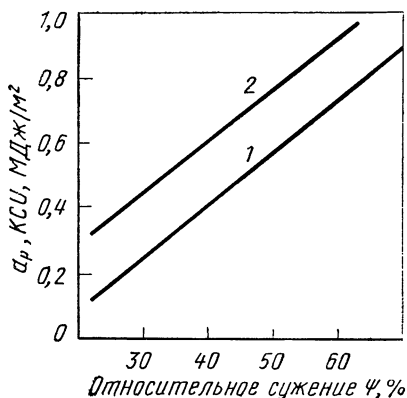


Рис. 99. Зависимость работы развития трещины (1) и ударной вязкости (2) деформируемых алюминиевых сплавов от поперечного сужения

Циклическая прочность алюминиевых сплавов с понижением температуры возрастает, в том числе и при наличии концентраторов напряжений. Коррозионная стойкость в промышленной атмосфере алюминиевых сплавов низкой и средней прочности ($\sigma_v \leq 400$ МПа) достаточно высока (балл 8 по ГОСТ 13819—68). Для высокопрочных сплавов характерно снижение коррозионной стойкости под напряжением по сравнению с вышеуказанными сплавами. Алюминиевые сплавы, эксплуатируемые при температуре до

сфере алюминиевых сплавов низкой и средней прочности ($\sigma_v \leq 400$ МПа) достаточно высока (балл 8 по ГОСТ 13819—68). Для высокопрочных сплавов характерно снижение коррозионной стойкости под напряжением по сравнению с вышеуказанными сплавами. Алюминиевые сплавы, эксплуатируемые при температуре до

470 К, допустимы к применению в деталях, контактирующих с кислородом, находящимся под давлением до 20 МПа [155].

В случае длительного нахождения металла под вакуумом происходит газовыделение из алюминиевых сплавов,

Т а б л и ц а 34. Работа зарождения, развития трещины и ударная вязкость алюминиевых сплавов

Сплав	Т, К	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	ψ , %	a_z	a_p	КСУ
				МДж/м²		
АМц	293	130	68	0,2	0,77	0,97
	77	280	50	0,26	0,56	0,82
АМг5	293	300	42	0,25	0,45	0,7
	77	420	41	0,37	0,24	0,61
1915	293	410	30	0,23	0,25	0,48
	77	510	24	0,14	0,17	0,31

скорость которого затухает во времени: например, скорость удельного газовыделения сплава АМц, находящегося под давлением 10^{-1} — 10^{-4} Па при 300 К, составляет $1,5 \cdot 10^{-5}$; $5 \cdot 10^{-6}$; $2,7 \cdot 10^{-6}$; $1,1 \cdot 10^{-6}$ Па·м/с соответственно после откачки продолжительностью 5, 10, 20 и 35 ч [156]. Основными компонентами выделения (до 98 % массы десорбированного газа) являются пары воды, водород, оксид углерода, азот.

Деформируемые сплавы, неупрочняемые термической обработкой

Алюминий технической чистоты и технический алюминий (табл. 35), имея высокую пластичность и коррозионную стойкость, применяются для малонагруженных элементов конструкций вследствие низкой прочности: временное сопротивление в отожженном состоянии $\sigma_{\text{в}} \geq 60$ МПа (табл. 36). Термической обработкой алюминий не упрочняется; упрочнение при резком снижении пластичности возможно лишь за счет нагартовки ($\sigma_{\text{в}} \geq 150$ МПа). Он сохраняет пластичность и вязкость во всем интервале низких температур, вследствие чего нижняя граница температурного

Таблица 35. Химический состав алюминия технической чистоты и технического алюминия

Марка	Al, % не менее	Примеси, %, не более							Прочие примеси, % не более
		Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Mn	Mg	
A85	99,85	0,08	0,06	0,01	0,02	0,01	—	—	0,15
A8	99,8	0,12	0,10	0,01	0,04	0,02	—	—	0,20
A7	99,7	0,16	0,16	0,01	0,04	0,02	—	—	0,30
A6	99,6	0,25	0,20	0,01	0,06	0,03	—	—	0,40
A5	99,5	0,30	0,30	0,02	0,06	0,03	—	—	0,50
АД00	99,7	0,16	0,16	0,015	0,07	0,05	0,02	0,02	0,30
АД0	99,5	0,30	0,30	0,02	0,07	0,05	0,025	0,03	0,50
АД1	99,3	0,30	0,30	0,05	0,1	0,15	0,025	0,05	0,70

применения составляет 0 К. Модуль нормального сдвига и плотность технического алюминия при комнатной температуре практически равны соответствующим характеристикам чистого алюминия:
 $E=71 \cdot 10^3$ МПа, $\gamma=2710$ кг/м³.

Таблица 36. Механические свойства отожженного технического алюминия АД1

T, К	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	КСУ, МДж/м²
	МПа		%		
293	70	30	36	89	0,9
200	90	35	42	85	1,1
77	160	40	50	60	1,6

С понижением температуры модуль нормальной упругости возрастает (так при 200 К $E=74 \cdot 10^3$ МПа). Металл хорошо деформируется в горячем и холодном состояниях. Отжиг осуществляется при

350—410 °С. Обрабатываемость резанием после отжига неудовлетворительная; улучшается она после нагартовки металла. Из эксплуатационных свойств отметим подверженность технического алюминия питтинговой и щелевой кор-

Таблица 37. Химический состав, %, сплавов АМц и АМцС

Марка сплава	Основной компонент			
	Al	Mn	Fe	Si
АМц (1400)	Основа »	1,0—1,6	—	—
АМцС (1401)		1,0—1,4	0,25—0,45	0,15—0,35

Примечание. В сплаве АМцС содержание железа должно быть выше

розии в воде при наличии хлоридов; это же относится и к сплаву АМц.

Низколегированный алюминиевый сплав АМц (табл. 37) имеет повышенную прочность по сравнению с техническим алюминием ($\sigma_B \geq 90$ МПа, $G_{0,2} \geq 45$ МПа). Хорошая деформируемость, коррозионная стойкость, а также пластичность и вязкость при низких температурах определили его широкое распространение при изготовлении деталей низкотемпературной техники. В случае применения сплава для сварных конструкций с целью предотвращения образования трещин в зоне сварки накладываются некоторые дополнительные ограничения на химический состав и сплав маркируется АМцС; его свойства идентичны свойствам сплава АМц.

Как и технический алюминий, сплав АМц выпускается в виде проката разнообразного типа: от фольги до специальных профилей. При упрочнении нагартовкой резко снижается пластичность (относительное удлинение) сплава — с 20 до 2 %; в таком виде сплав употребляется в низкотемпературной технике мало. Вследствие легирования марганцем плотность сплава выше, чем алюминия, и составляет $\gamma = 2730$ кг/м³. Модуль упругости несколько увеличивается и при 293 К $E = 73 \cdot 10^3$ МПа. С понижением температуры до 20 К увеличение модуля упругости составляет ~ 10 %. Механические свойства сплава приведены в табл. 38. Рассматривая ударную вязкость и ее составляющие, отметим, что для вязких металлических материалов с уменьшением толщины образца их значения уменьшаются.

Оценка накопления пластической деформации в процессе нагружения продолжительностью до 500 ч при 77 К показала, что при напряжениях ниже условного предела текучести возможна ползучесть сплава. При $\sigma = 0,8 \sigma_{0,2}^{77}$ наблюдается рост остаточной деформации δ_p , подчиняющийся логарифмическому закону.

по ГОСТ 4784—74

Примеси, не более						
Fe	Si	Cu	Mg	Zn	Ti	Прочие примеси
0,7	0,6	0,15	0,2	0,1	0,2	0,1
—	—	0,1	0,05	0,1	0,1	0,1

содержания кремния.

Экстраполяция на время 10^5 ч, соизмеримое с временем эксплуатации оборудования, дает значения $\delta_p = 0,2 \div 0,4$ %. В случае уменьшения приложенного напряжения вдвое ($\sigma = 0,4 \sigma_{0,2}^{77}$) ползучесть в эксперименте не была обнаружена, что,

Таблица 38. Механические свойства отожженного сплава АМц при низких температурах

T, K	σ_{B}	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	КСУ, МДж/м²
	МПа		%		
293	130	50	30	70	0,6
200	160	100	33	75	0,6
77	240	120	44	70	0,5
20	400	150	45	—	0,5

возможно, объясняется недостаточной точностью измерения (в эксперименте не превышала $\pm 4 \cdot 10^{-3} \%$).

Изучение поведения технического алюминия при 293 и 86 К под нагрузкой показало, что при ползучести реализуется механизм пересечения скользящей дислокации с лесом дислокаций [157].

При существующих допускаемых напряжениях, равных, как правило, $[\sigma] = 0,33 \sigma_{\text{в}}$ (для АМц $0,33 \sigma_{\text{в}} \approx 0,33 \sigma_{0,2}^{77}$), процесс низкотемпературной ползучести не может вызывать накопление деформации, сколько-нибудь опасной с точки зрения эксплуатационной надежности сплава АМц (при использовании в резервуарах).

Сплав АМц хорошо деформируется при комнатной температуре. Изготовление днищ холодной деформацией не вызывает затруднений. При соответствующем выборе режимов штамповки и обкатки роликом максимальное утонение в зоне перехода от сферической части днища к цилиндрической не превышает 20 %; при этом утолщение стенки в цилиндрической части достигает 5 %. Качество металла днищ из сплава АМц соответствует требованиям, предъявляемым к материалам сосудов, работающих под давлением. Из других технологических свойств отметим неудовлетворительную обработку резанием металла в отожженном состоянии, что не позволяет при точении получать высокую чистоту поверхности. Обработка резанием улучшается при нагартовке металла. Коррозионная стойкость сплава АМц аналогична стойкости технического алюминия [158].

Применяемые деформируемые термически неупрочняемые алюминиймагниевого сплавы (магналии) содержат, как правило, не более 7 % Mg (табл. 39). Были попытки увеличить содержание магния и тем самым повысить прочность магналиев, однако до настоящего времени не сообщается ни о широком их исследовании, ни о внедрении в

**Т а б л и ц а 39. Основной химический состав, %, некоторых
алюминиемагниевого сплавов**

Сплав	Mg	Mn	Ti	Прочие элементы
AMr2 (1520)	1,8—2,6	0,2—0,6	—	—
AMr3 (1530)	3,2—3,8	0,3—0,6	—	0,5—0,8 Si
AMr5 (1550)	4,8—5,8	0,3—0,8	0,02—0,10	0,0002—0,005 Be
AMr6 (1560)	5,8—6,8	0,5—0,8	0,02—0,10	0,0002—0,005 Be

конструкции. Основной причиной является недостаточная технологичность при литье и прокатке, что объясняется выделением хрупкой труднорастворимой фазы β (Mg_2Al_3) в виде крупных скоплений. Ухудшается и свариваемость таких сплавов по сравнению со сплавами, менее легированными магнием типа AMr5. Не исключено, что новые принципы легирования и обработки позволят исследователям получить сплавы типа AMr8, приемлемые для промышленного применения.

Сплавы AMr5 и AMr6 легированы в небольших дозах бериллием и титаном. Бериллий защищает сплавы от окисления при плавке и литье, титан измельчает зерно. Механические свойства применяемых сплавов при низких температурах приведены в табл. 40. С увеличением содержания магния растет предел текучести и временное сопротивление, но вместе с тем падает пластичность (особенно относительное сужение) и ударная вязкость; уменьшается несколько удельная плотность.

Т а б л и ц а 40. Типичные механические свойства алюминиемагневых сплавов; лист отожженный

Сплав	T, К	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	КСУ, МДж/м ²
		МПа		%		
AMr2	293	190	90	24	64	0,8
	200	230	110	29	68	0,8
	77	350	130	26	62	—
AMr5	293	290	130	23	42	0,4
	77	420	160	44	37	0,3
	20	520	170	33	28	0,3
AMr6	293	340	150	20	25	0,3
	173	340	180	27	—	—
	77	440	200	34	30	0,2
	20	530	210	19	21	0,2

В сварных аппаратах чаще используется сплав типа АМг5, так как по свариваемости он превосходит сплавы типа АМг2 (хотя несколько уступает им по пластичности), а по прочности мало уступает сплаву АМг6. За рубежом для конструкций, эксплуатируемых при низких температурах, предпочтение отдается сплаву 5083 [159], содержащему 4—4,9 % Mg, т. е. несколько меньше, чем сплав АМг5. Сплавы АМг2 и АМг3 в соответствии с правилами Госгортехнадзора СССР [160] рекомендуются для применения при температурах до 4 К; в соответствии с этими же документами сплавы АМг5 и АМг6 рекомендуются к применению до 20 К. Однако имеются данные [116], что сплав АМг5 при определенных ограничениях работоспособен при 4 К.

Повышение прочности алюминиемагниевого сплава возможно не только за счет дополнительного легирования. Сплав АМг6Н [161] повышенной чистоты имеет в интервале температур 293—4 К более высокую прочность (временное сопротивление возрастает на 50 МПа, т. е. на 15 %), пластичность и вязкость. Коэффициент интенсивности напряжений увеличивается более чем на 10 %. С понижением температуры прочностные свойства магналиев увеличиваются; при этом до 77 К происходит рост относительного удлинения, после чего оно уменьшается; относительное сужение до 190 К увеличивается, после чего монотонно снижается. По данным работы [144], в сплаве АМг2 $\sigma_{в.к}$ выше $\sigma_{в}$ в интервале 293—77 К, хотя отношение $\sigma_{в.к}/\sigma_{в}$ уменьшается с 1,33 до 1,19. При понижении температуры снижается Ψ_K/Ψ . Для сплава типа АМг4 при 77 К $\sigma_{в.к}/\sigma_{в}=0,97$, при 4 К $\sigma_{в.к}/\sigma_{в}=0,77$. Для сплава АМг6 при 293 К надрез не снижает прочность, при 77 К прочность снижается до 13 %. При понижении температуры до 77 К пластичность, определенная на гладких образцах, возрастает, в то время как относительное сужение в надрезе уменьшается.

Анализ данных по ударной вязкости показал, что в случае изготовления из одного и того же проката образцов различной толщины (от 2 до 10 мм) не обнаруживается влияния масштабного фактора на ударную вязкость сплава АМг5 при повышенной (100°C), нормальной и низкой (77 К) температурах. Учитывая распространенность магналиев в качестве конструкционного материала, рассмотрим свойства металла, позволяющие оценить работоспособность его при эксплуатации. Как указывалось выше при длительном нагружении алюминия в условиях низких температур возможно протекание процесса ползучести. Для

исследования накопления деформации в сплавах использовали сплав АМг6, механические свойства которого при 293 К следующие: $\sigma_b=360$ МПа; $\sigma_{0,2}=165$ МПа; $\delta_5=16\%$; $\psi=25\%$; при 77 К $\sigma_b=470$ МПа; $\sigma_{0,2}=190$ МПа; $\delta_5=27\%$; $\psi=30\%$. При напряжении $\sigma=150$ МПа ($\sigma=0,8\sigma_{0,2}^{77}$) и продолжительности 500 ч не наблюдалось увеличение деформации во времени в отличие от сплава АМц, испытанного при том же относительном напряжении. Различное поведение сплавов АМг6 и АМцС можно объяснить особенностями выделения фаз в матрице: большого количества мелкодисперсных выделений Al_3Mg_2 , Al_3Fe , Mg_2Si в сплаве АМг6 и небольшого количества крупнодисперсных выделений соединения Al_6Mn в сплаве АМцС. Мелкодисперсные выделения препятствуют движению дислокаций. При наличии мелкодисперсных выделений необходим тщательный анализ работоспособности металла при низких температурах в случае периодических отогревов элементов конструкций до максимальных температур, допускаемых при эксплуатации алюминиевых сплавов, и выдержке при указанных температурах.

Проведена оценка свойств сплава АМг5 при комнатной и низкой температурах после следующих режимов: I — нагрет до 150°C в течение 1 ч, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе, выдержка 15 ч; II — нагрет до 200°C в течение 1 ч, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе, выдержка 15 ч; III — нагрет до 200°C в течение 1 ч, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе 0,2 ч, нагружение напряжением $\sigma=0,7\sigma_{0,2}$, выдержка 15 ч, разгрузка. Опытные образцы вырезали из горячекатаной плиты толщиной 16 мм в поперечном направлении.

Влияние периодических нагревов до 150 и 200°C на свойства при статическом растяжении относительно невелико, хотя наблюдается тенденция к уменьшению прочности и пластичности (табл. 41). Если временное сопротивление

Таблица 41. Механические свойства сплава АМг5 после предварительного нагрева по различным режимам

Условия испытания	σ_b , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		δ_5 , %	
	293 К	77 К	293 К	77 К	293 К	77 К
Исходный металл	297	399	146	180	25	37
I режим, 10 циклов	291	394	139	151	25	32
I режим, 20 циклов	290	393	130	140	24	30
II режим, 10 циклов	293	388	112	150	27	29
II режим, 20 циклов	285	378	118	131	28	22
III режим, 10 циклов	287	384	112	139	25	27

ние слабо реагирует на наличие предварительного термического цикла, то предел текучести значительно снижается. Еще большее влияние нагрев оказывает на пластичность сплава АМг5: снижение относительного удлинения при 77 К достигает 20 %.

Ударная вязкость металла после нагревов до 150 °С изменяется незначительно; в случае же нагревов до 200 °С при испытании в жидком азоте она уменьшается на 60 %. Из анализа данных по величине работы зарождения и работы развития трещин в сплаве АМг5, полученных с использованием методики А. П. Гуляева, видно, (табл. 42), что

Т а б л и ц а 42. Работа зарождения, работа развития трещины и ударная вязкость сплава АМг5 после предварительного нагрева

Режим нагрева	Т, К	a_z	a_p	KCU
		МДж/м ²		
Исходное состояние	293	0,22	0,33	0,55
	77	0,37	0,11	0,48
I режим, 20 циклов	293	0,21	0,32	0,53
	77	0,35	0,10	0,45
II режим, 20 циклов	293	0,16	0,29	0,45
	77	0,12	0,06	0,18

периодический нагрев до 200 °С вызывает снижение в большей степени работы зарождения, особенно в случае испытания при низкой температуре. В то же время работа развития трещины при 293 К малочувствительна к таким нагревам.

Исследования влияния промежуточных нагружений при 293 К растяжением до величин, близких к допускаемым в конструкциях напряжениям, выявили тенденцию к снижению механических характеристик в условиях периодического нагрева металла. Микроструктурный анализ показал увеличение размера зерен при периодическом нагреве и коагуляцию вторичных фаз по их границам, что согласуется с результатами механических испытаний.

При анализе фрактограмм излома ударных образцов, испытанных при 77 К, выявлено наряду с «чашечным» видом излома появление межзеренного разрушения со складчатым рельефом в случае нагревов до 150 °С. При нагреве до 200 °С в случае испытания при 293 К наблюдаются участки межзеренного разрушения; в случае же испытаний при 77 К микрофрактограмма представляет собой хрупкий скол. Проведено также исследование влияния на свойства

сварных соединений сплава АМг5 многократных (до 80 °С) нагревов до 120, 160, 200 °С и выдержки при указанных температурах (до 8 ч за один цикл) при одновременном нагружении их напряжением 18—42 МПа. Анализ данных показал, что при температуре цикла 120 °С свойства при 293 и 77 К практически не изменяются: сохраняется прочность, пластичность, ударная вязкость. При нагреве до 160 °С и тем более до 200 °С значительно уменьшается прочность, особенно при 77 К, падает пластичность, резко снижается ударная вязкость (в 3—4 раза). На фрактограммах во многих случаях зафиксировано хрупкое разрушение.

Таким образом, необходим учет влияния предварительного нагрева на работоспособность магналиев при низких температурах. Для сплава АМг5 периодические нагревы до 200 °С практически исключают возможность использования его в ответственных деталях низкотемпературных установок [144]. При длительных нагревах, даже низкотемпературных, происходит распад пересыщенного твердого раствора магния в алюминии, особенно в зоне сварных швов, и образование непрерывных цепочек фазы β .

Помимо статической прочности, необходимо учитывать прочность при периодическом нагружении. Для многих пластичных металлов сопротивление разрушению при циклическом нагружении увеличивается при понижении температуры. С понижением температуры от 293 до 77 К накопленная до разрушения остаточная пластическая деформация и максимальное разрушающее напряжение (при одинаковом числе циклов испытания) сплава АМг6 [162] увеличиваются. При этом несколько возрастает зона квазистатического разрушения. Ограниченный предел выносливости на базе 10^6 циклов при растяжении-сжатии для сплава АМг5 равен $\sigma_{-1}=120$ и $\sigma_{-1}=175$ МПа соответственно при 293 и 77 К [152], т.е. его значения находятся на уровне значений предела текучести при данной температуре. По данным работы [147], на базе 10^7 циклов в условиях пульсирующего растяжения при 293 К $\sigma_0=90$ —95 МПа для сплава 5083. Сплавы типа АМг термической обработкой не упрочняются. Упрочнение их может быть достигнуто нагартовкой в холодном состоянии за счет резкого уменьшения пластичности. Прочность листа из сплава АМг2 можно повысить с 170 до 240 МПа (полунагартованный) и даже до 270 МПа при одновременном снижении гарантированного удлинения с 16 до 6 и 3 % соответственно; при этом предел текучести возрастает с 90 до 150 и 220 МПа соответственно. Следовательно, предел текучести возрастает в процент-

ном отношении более интенсивно, чем временное сопротивление, что косвенно свидетельствует о снижении вязкости сплава при нагартовке. В процессе сварки упрочняющий эффект наклепа снимается. Это делает проблематичным применение нагартованных магналиев в большинстве низкотемпературных конструкций, выполняемых, как правило, с применением сварки.

Химическое фрезерование (размерное травление) в сварных конструкциях, где предъявляются жесткие требования по удельной прочности, после разработки свариваемых алюминиевых сплавов повышенной прочности (например, систем $Al-Cu-Mn$ с добавками титана, ванадия, циркония) стало нецелесообразным ввиду значительно большей пластичности последних.

Магналии хорошо деформируются в горячем состоянии; температурный интервал деформации $470-330^{\circ}C$ для сплава $AMg2$ и $430-330^{\circ}C$ для остальных сплавов, температура отжига $350-410^{\circ}C$ для сплавов $AMg2$ и $AMg3$ и $320-350^{\circ}C$ для сплавов $AMg5$, $AMg6$. Обрабатываемость резанием улучшается по мере роста прочности независимо от способа ее увеличения. Для сплава $AMg2$ в отожженном состоянии обрабатываемость резанием неудовлетворительная, для сплава $AMg6$ в полунагартованном состоянии — удовлетворительная. Коррозионная стойкость алюминие-магние-вых сплавов в промышленной атмосфере достаточно высока (балл 7—8 по ГОСТ 13819—68), поэтому для конструкций из таких сплавов практически не требуется дополнительной защиты при эксплуатации на воздухе. Высокая коррозионная стойкость объясняется дискретностью выделения β -фазы; при образовании сплошной цепочки β -фазы появляется чувствительность алюминия к коррозии под напряжением [146].

Рассмотрим вопросы сварки термически неупрочняемых алюминиевых сплавов. Применение алюминия для сварных конструкций имеет свои особенности, определяющие конструктивные и технологические ограничения. Вызвано это отрицательным влиянием оксидной пленки на качество сварного шва. Температура плавления оксидной пленки алюминия Al_2O_3 равна $2050^{\circ}C$. Обычно ее первоначальная толщина составляет 10^{-6} мм, а после длительного хранения достигает 10^{-5} мм. С целью удаления этой пленки предварительно осуществляют травление металла в щелочном растворе, промывку водой, осветление в растворе азотной кислоты, промывку водой. Окончательно оксидная пленка разрушается электрической дугой в процессе сварки.

Технический алюминий типа АД нашел широкое применение в виде труб теплообменной аппаратуры, где число сварных стыков достигает $15 \cdot 10^3$. Учитывая сложность внедрения автоматов при сварке труб, особенно малых диаметров, в трубные решетки, сварка ведется вручную, что определяет ее продолжительность. Качество сварки в этих условиях зависит от организации (обеспечение сменности) сварки, культуры производства, чистоты помещений и других факторов. Наличие кремния (до 0,6 %) в сплаве АМц делает его склонным к образованию кристаллизационных трещин в процессе сварки. Отрицательное влияние кремния снижается при содержании железа в количестве, большем, чем кремния, поэтому в сплаве АМцС, предназначенном для сварки, уменьшено содержание кремния до 0,35 % и железа до 0,45 %. Такое же ограничение имеется и на химический состав присадочной проволоки марок Св А1 и Св АМц по ГОСТ 7871—75. Особые трудности возникают при сварке малых толщин. Качественный сварной шов получается при сварке на подкладке изделий толщиной 0,8 мм и более даже в случае автоматической сварки непрерывно горящей дугой переменного тока. Для предотвращения прожогов при меньших толщинах требуются более стабильные и концентрированные источники тепла.

При сварке сплава АМцС с аустенитными сталями в соответствии с технологией, разработанной в ИЭС им. Патона, поверхность стали покрывают цинком, алитруют и далее сваривают алюминиевый сплав АМцС с алитированным слоем неплавящимся вольфрамовым электродом с присадкой проволоки Св АМц и защитой аргоном. Для соединения плит из алюминиевых сплавов с листами из нержавеющей стали используют также переходные элементы в виде прокатанных биметаллических плит алюминий—сталь.

Магналии свариваются многими видами сварки, из которых наиболее распространенной является аргоно-дуговая. Наилучшей свариваемостью обладает сплав АМг5. Следует упомянуть, что присадочная проволока, содержащая большее количество магния, чем основной металл (например, для АМг5 применяется проволока Св АМг6), обеспечивает коэффициент прочности сварного стыкового соединения при статистической нагрузке не менее 0,95.

В случае статических испытаний при 293 К временное сопротивление при разрушении $\sigma_{\text{св}}$ большинства качественных стыковых соединений деформируемых термически неупрочняемых алюминиевых сплавов близко к времен-

Таблица 43. Минимальные значения коэффициента прочности ϕ при 293 К деформируемых термически неупрочняемых алюминиевых сплавов и их разнородных соединений

Тип стыкового соединения	Способ сварки*	АД1, АМцС	АМг2, АМг3, АМг5, АМг6	АД1 + АМцС; АД1 + АМг5; АМцС + АМг2; АМцС + АМг3; АМцС + АМг5; АМцС + АМг6; АМг2 + АМг5; АМг5 + АМг6
Двустороннее со скосом и без скоса кромок с полным проваром	Ан-3 Рн-3 АПС	0,95 0,9 0,9	0,9 0,85 0,85	0,9 0,85 0,9
Одностороннее со скосом и без скоса кромок с полным проваром на съемной подкладке	Ан-3 Рн-3 АПС	0,9 0,85 0,9	0,85 0,8 0,85	0,85 0,85 0,85
Одностороннее со скосом или без скоса кромок на остающейся подкладке	Ан-3 Рн-3 Ан-3	0,9 0,85 0,9	0,8 0,8 0,85	0,85 0,8 0,8
Одностороннее замковое со скосом или без скоса кромок	Рн-3	0,85	0,8	0,8

Примечание. При сварке разнородных металлов ϕ оценивается по отношению к менее прочному из них.

* Ан-3 автоматическая аргоно-дуговая сварка неплавящимся электродом; Рн-3 — ручная аргоно-дуговая сварка; АПС — автоматическая плазменная сварка.

ному сопротивлению основного металла в отожженном состоянии [153]. Как видно из табл. 43, коэффициент прочности уменьшается при переходе от автоматической сварки к ручной, от двусторонней сварки к односторонней [163]. Величина его может зависеть от способа сварки; например, имеются сведения о снижении прочности на 10 % соединений, полученных аргоно-дуговой сваркой плавящимся электродом, по сравнению со сваркой неплавящимся (вольфрамовым) электродом при сварке сплава АМг6. В случае применения таврового соединения или соединения внахлест необходимо учесть снижение их прочности по сравнению со стыковым (табл. 44).

Свойства сварных соединений сплавов в полунагартованном или нагартованном состояниях практически такие же, как свойства сплавов в отожженном состоянии вследствие того, что разогрев металла сварного соединения приводит к полному снятию нагартовки. Например, при 293 К для сплава АМцП $\sigma_B \geq 190$ МПа, тогда как для сварного соединения $\sigma_B^{св} \geq 110$ МПа. С уменьшением температуры ниже 150 К прочность сварных соединений заметно увели-

Таблица 44. Минимальные коэффициенты прочности при 293 К таврового соединения и соединения внахлест для алюминиевых сплавов

Тип соединения	АД1, АМцС	АМг2, АМг3, АМг5, АМг6	АД1 + АМцС; АД1 + + АМг5; АМцС + АМг2; АМцС + АМг3; АМцС + + АМг5; АМцС + АМг6
Тавровое двустороннее со ско- сом и без скоса кромок	0,95	0,85	0,9
Тавровое одностороннее со ско- сом и без скоса кромок	0,9	0,8	0,85
Двустороннее внахлест без скоса кромок	0,6	0,5	0,55

Примечание. Сварка ручная аргоно-дуговая; полный провар.

чивается по сравнению с прочностью при комнатной температуре. Для сплавов повышенной прочности увеличение ее меньше, чем для основного металла, т. е. коэффициент прочности сварного соединения таких сплавов уменьшается (табл. 45).

Низкотемпературное упрочнение сварных соединений в области криогенных температур, по данным анализа многочисленных экспериментов и наблюдений, составляет для термически неупрочняемых деформируемых сплавов не менее 1,2. В связи с этим необходима проработка конструкций с учетом низкотемпературного упрочнения. Наличие сварного шва приводит к значительному понижению циклической прочности соединения: предел выносливости снижается на 30 % при 293 К и на 50 % при 77 К по сравне-

Таблица 45. Типичные значения временного сопротивления сварных соединений некоторых деформируемых сплавов при низких температурах

Сплав	Т, К	$\sigma_{\text{в}}^{\text{св}}$, МПа	φ	Сплав	Т, К	$\sigma_{\text{в}}^{\text{св}}$, МПа	φ
АМцС	293	125	1	АМг6	293	310	0,92
	77	230	1		77	400	0,90
	20	380	1		20	420	0,80
АМг5	293	280	0,95	1915	293	310	0,90
	77	380	0,90		77	400	0,85
	20	420	0,8				

Примечания. 1. Сварка аргоно-дуговая. 2. $\varphi = \sigma_{\text{в}}^{\text{св}} / \sigma_{\text{в}}$, где временное сопротивление основного металла и сварного соединения взяты при температуре Т, К.

нию с основным металлом. Многократные подварки и периодические нагревы до 420 К снижают усталостную прочность основного металла и сварных соединений, так как они ведут к увеличению зерна и коагуляции фаз на границах.

В процессе проектирования и изготовления часто появляется необходимость сочетания разнородных сплавов (например, $AMg3 + AMg5$ или $AMcC + AMg6$), что обусловлено как маркой сплава полуфабриката (листа, трубы, профиля и т. п.), так и потребностью соответствующего оформления с учетом положительных особенностей того или иного сплава (например, высокой пластичности сплава $AMcC$). Исследование свариваемости разнородных сплавов позволило в целом определить условия оптимального применения присадочных материалов, гарантирующих качество, в том числе прочность и плотность сварных швов: для сварки сплава $AMg2$ со сплавами $AMg3$ или $AMcC$ необходимо применять проволоку $Св\ AMg3$, сплава $AMg5 + AMg2 - Св\ AMg6$.

Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой

Наряду с деформируемыми термически неупрочняемыми сплавами системы $Al-Mg$ в низкотемпературной технике используется большое число термически упрочняемых сплавов. На сегодня известны алюминиевые сплавы, например, системы $Al-Zn-Cu$ [207], временное сопротивление которых достигает $\sigma_b \geq 700$ МПа. Применение их сдерживается рядом факторов, главными из которых являются низкая коррозионная стойкость под нагрузкой, а также высокая чувствительность к концентраторам напряже-

Таблица 46. Основной химический состав (%) некоторых
алюминиевых сплавов по ГОСТ 4784—74 и ОСТ 1-90048—76

Марка сплава	Mg	Mn	Zn	Cr	Zr	Cu	Si
АВ	0,45— 0,90	0,15— 0,35	—	—	—	0,1—0,5	0,5—1,2
Д16	1,2—1,8	0,3—0,9	—	—	—	3,8—4,9	—
АК6	0,4—0,8	0,4—0,8	—	—	—	1,8—2,6	0,7—1,2
АК8	0,4—0,8	0,4—1,0	—	—	—	3,9—4,8	0,6—1,2
1915	1,3—1,8	0,2—0,6	3,4— 4,0	0,08— 0,20	0,15— 0,22	—	—
1201	—	0,2—0,4	—	—	0,10— 0,25	5,8—6,8	—

ний [164]. Указанные недостатки зачастую перечеркивают их преимущества в прочности по сравнению с менее прочными сплавами (например, Д16, временное сопротивление которого ≥ 400 МПа).

Химический состав отечественных алюминиевых термически упрочняемых сплавов, наиболее широко применяемых в низкотемпературной технике, приведен в табл. 46. Наряду с медью легирование осуществляется магнием, марганцем, кремнием (сплавы Д16, АК6, АК8), что позволяет после закалки и старения получать временное сопротивление $\sigma_B \geq 400$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} \geq 250$ МПа при относительном удлинении $\delta = 8-15\%$ (табл. 47). С пониже-

Таблица 47. Механические свойства при низких температурах некоторых термически упрочняемых алюминиевых сплавов

Марка сплава	Состояние материала	Т, К	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5, \%$
			МПа		
АВ	Закалка и естественное старение	293	280	175	25
		77	410	225	30
		20	520	275	27
	Закалка и искусственное старение (270 °С, 35 мин+160 °С, 3 ч)	293	370	330	12
		77	510	390	14
		4	610	470	13
Д16	Закалка и естественное старение	298	470	300	19
		200	490	300	22
		77	560	380	27
		20	660	450	16
АК6	Закалка и искусственное старение	293	460	360	16
		223	490	390	17
		80	610	490	18
АК8	Закалка и искусственное старение	293	410	370	9
		203	440	380	9
		77	510	440	11
		20	580	490	14
1915	Закалка и естественное старение	293	340	200	15
		203	370	240	16
		77	470	290	24
	Закалка и искусственное старение	293	350	280	10
		203	410	320	11
		77	480	350	16
1201	Закалка, правка на 1—3 %, искусственное старение 180 °С, 18 ч	293	440	350	8*
		77	550	400	10*
		20	640	450	12*

* Значение δ_{10} .

ем температуры перечисленные параметры увеличиваются. Для термически упрочняемых сплавов влияние концентратора на прочность отрицательно, исключение составляют сплавы АВ (авиаль) и 1201: для сплава Д16 при $K_T = 6,3\sigma_{в.к}/\sigma_{в}$ равен 0,87 и 0,83 при 293 и 20 К соответственно.

Рассматриваемые сплавы, за исключением сплава АВ, имеют пониженную коррозионную стойкость по сравнению с магниями. Они склонны к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением. Применяются эти сплавы главным образом в несварных конструкциях, где требуется повышенная прочность. Минимальная температура эксплуатации не ограничивается; например, при 20 К их пластичность находится на уровне или даже выше, чем при комнатной. Сплавы интенсивно упрочняются при термической обработке. Температура нагрева под закалку 500 °С, температура искусственного старения 160 °С; удовлетворительно деформируются в горячем и холодном состояниях, обрабатываются резанием и свариваются.

Сплавы АВ, АК6 и АК8 применяются для штампованных и кованных деталей, в том числе сложной формы.

В качестве свариваемых сплавов применяются сплавы 1915 (система Al—Zn—Mg) и 1201 (система Al—Cu—Mn) [144]. Деформируемый термически упрочняемый алюминиевый сплав 1915 обладает средней прочностью ($\sigma_{в} \geq 350$; $\sigma_{0,2} \geq 200$ МПа), высокой пластичностью в нагретом состоянии и удовлетворительной коррозионной стойкостью под напряжением.

Механические свойства сплава 1915 определяются режимом термической обработки; при этом благодаря выделению фаз $MgZn_2$ и $Al_2Mg_3Zn_3$ достигается значительное упрочнение при старении. После закалки с 725 К в воде свойства сплава при 293 К близки свойствам сплава АМг5 ($\sigma_{в} \geq 240$, $\sigma_{0,2} \geq 120$ МПа, $\delta_5 \geq 18\%$). После обязательной закалки проводится старение сплава: естественное, искусственное или то и другое совместно. С увеличением продолжительности естественного старения увеличиваются прочностные характеристики, пластичность при этом (продолжительность старения до 5 лет) уменьшается крайне незначительно; происходит зонное старение сплава. При большей продолжительности ввиду начала фазового старения наблюдается падение пластичности [144]. После закалки сплава проходит некоторое время $\tau_{п.с}$ (предварительное естественное старение) до начала нагрева для искусственного старения. Свойства сплава при нормальной и низкой температурах зависят от времени $\tau_{п.с}$. На рис. 100 приве-

дены свойства поперечных образцов, взятых от листового проката, подвергнутого закалке с 450°C в воде, предварительному естественному старению при 293 K в течение $\tau_{\text{п.с}}$ и искусственному старению по одному из двух режимов:

1) нагрев до 100°C , выдержка 4 ч, затем нагрев до 150°C , выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе;

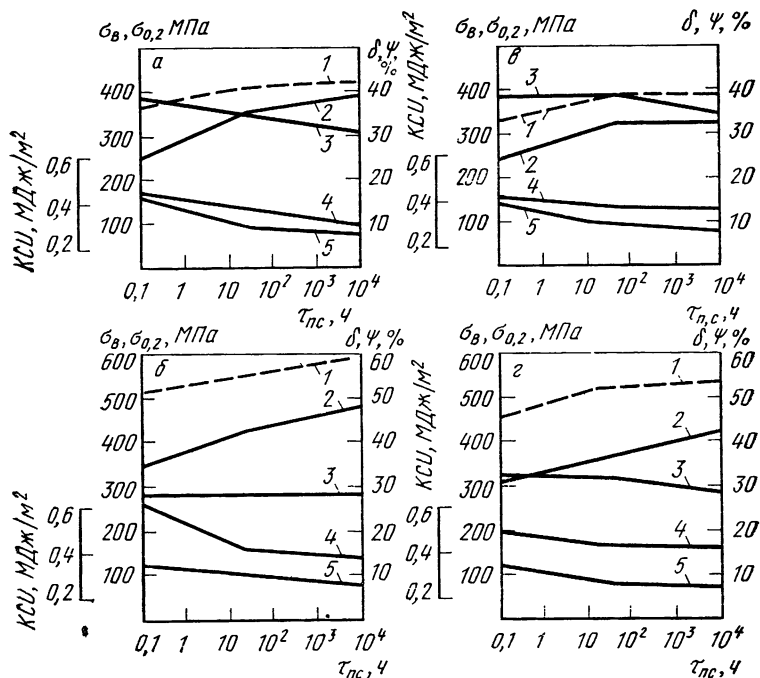


Рис. 100. Влияние времени предварительного естественного старения по I (а, б) и II (в, г) режимам:

а, в — 293 K ; б, г — 77 K ; 1 — $\sigma_{\text{в}}$; 2 — $\sigma_{0,2}$; 3 — ψ ; 4 — δ_s ; 5 — KCU

2) ступенчатый нагрев в течение 4 ч до 160°C , выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе.

Предварительное старение увеличивает прочностные свойства, снижая пластичность и вязкость. С увеличением времени старения влияние его уменьшается. При этом первый режим обеспечивает более высокие значения $\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$, чем второй, за счет сочетания зонного и фазового старения, а также дисперсности частиц упрочняющих фаз. В зависимости от режимов старения механические свойства при 77 K изменяются в соответствии с изменением свойств при

293 К, т. е. оптимальный режим термической обработки при комнатной и низких температурах один и тот же.

Анализ данных по работе зарождения a_3 и работе разрыва трещины сплава 1915 показал, что в отличие от не термоупрочняемых сплавов АМц и АМг5 величина a_3 для рассматриваемого сплава уменьшается при переходе от 293 к 77 К, т. е. ударная вязкость его с понижением температуры снижается за счет уменьшения ее обеих составляющих. Преимущества сплава 1915 по прочности сварных соединений по сравнению со сплавами типа АМг5 относительно невелики, усложнение производства требует производственной перестройки на машиностроительных заводах. Это сдерживает широкое применение сплава 1915, обладающего определенными технологическими преимуществами в металлургическом цикле по сравнению с магналиями. Более перспективны для применения в сварных конструкциях сплавы системы Al—Cu—Mn. Сплав 1201 по ОСТ 1-90048—76 рекомендуется для работы до 20 К. Термическая обработка (закалка с 540 °С, искусственное старение при 170 °С) позволяет получить следующие механические свойства: $\sigma_b \geq 380$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 280$ МПа, $\delta_5 \geq 8$ % (ГОСТ 17232—71). При 293 К вязкость разрушения $K_{Ic} = 22$ МПа $\sqrt{м}$. Предел выносливости сплава при 293 К на базе $5 \cdot 10^8$ циклов составляет $\sigma_{-1} = 105$ МПа.

Понижение температуры испытания до 20 К приводит к росту статической прочности и пластичности на 50 % ($\sigma_b \geq 650$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 400$ МПа, $\delta_5 \geq 15$ %). Имеются данные [165] о росте циклической прочности с понижением температуры от 293 до 4 К, причем приращение тем больше, чем выше чистота поверхности образца. Интервал температур горячей деформации 470—390 °С, пластичность при горячем деформировании высокая; отжиг проводится при 370—390 °С в течение 2—4 ч; обрабатываемость резанием в отожженном состоянии удовлетворительная. Широкое внедрение сплава 1201 в сварные низкотемпературные конструкции сдерживается относительно невысокой прочностью сварных соединений, значения которой сопоставимы с прочностью сварных соединений магналиев типа АМг6.

Сварочный нагрев деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов оказывает значительно большее разупрочняющее воздействие, чем для термически неупрочняемых сплавов. Например, при аргоно-дуговой сварке сплава 1201 с уменьшенным содержанием вредных примесей (железа и кремния менее 0,06 %) в случае применения чистой проволоки марки 1203с достигается только $\phi =$

$\approx 0,75$. Если же не применять ограничений, то коэффициент прочности при аргоно-дуговой сварке может уменьшиться до $\varphi = 0,5$. Повышение достигается в случае использования более концентрированных источников сварочного нагрева, например электронного луча. Прочность сварных соединений сплава 1201 зависит от толщины свариваемых кромок (табл. 48). С понижением температуры испытания

Таблица 48. Механические свойства при 293 К сварных соединений сплава 1201 в зависимости от толщины свариваемых кромок и способа сварки

Толщина металла, мм	Сварка*	$\sigma_{св}$, МПа	Угол загиба, град	КСУ, МДж/м ²	φ
3	АД	318	68	0,18	0,70
	ГД	324	50	0,20	0,70
	ЭЛ	330	54	0,23	0,72
8	АД	305	59	0,19	0,70
	ГД	320	38	0,24	0,73
	ЭЛ	328	41	0,26	0,74
15	АД	244	20	0,14	0,56
	ГД	292	35	0,20	0,65
	ЭЛ	324	30	0,26	0,70

* АД — аргоно-дуговая, ГД — гелиево-дуговая, ЭЛ — электронно-лучевая.

коэффициент прочности его сварных соединений несколько увеличивается.

Наряду с деформируемыми в низкотемпературной технике применяются *литейные* алюминиевые сплавы для изготовления сложных по конфигурации деталей. Разработано большое количество литейных сплавов [146], легированных кремнием, медью, магнием, марганцем и другими элементами, хотя наибольшее распространение получили алюминиевые сплавы с содержанием кремния 6—13 % (табл. 49). Литье осуществляется в песчаные формы (З), в кокиль (К), в выплавляемые модели (В); прогрессивным является литье под давлением (Д). Способ изготовления отливки определяет свойства литого металла. Например, при переходе от литья в песчаные формы к литью в кокиль удается повысить предел выносливости сплава системы Al—Si—Mg примерно вдвое. В меньшей степени при таком переходе повышается временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение (примерно на 10—30 %).

Т а б л и ц а 49. Химический состав (%) некоторых алюминиевых литейных сплавов по ГОСТ 2685—75

Сплав	Основные компоненты							Примеси Fe, не более
	Si	Mg	Cu	Be	Ti	Mn	другие элементы	
АЛ2	10,0—13,0	—	—	—	—	—	—	0,7
АЛ4	8,0—10,5	0,17—0,3	—	—	—	0,2—0,5	—	0,6
АЛ9	6,0—8,0	0,2—0,4	—	—	—	—	—	0,6
ВАЛ5	6,5—8,5	0,35—0,55	—	0,15—0,4	0,1—0,3	—	—	0,6
АЛ4М	8,5—10,5	0,3—0,6	1,3—2,5	—	0,1—0,3	—	0,01—0,1 В	0,12
В124	8,0—11,0	0,15—0,35	3,0—4,0	—	0,1—0,3	0,1—0,3	0,01—0,1 В	0,3
АЛ32	7,5—8,5	0,3—0,5	1,0—1,5	—	0,1—0,3	0,3—0,5	—	0,7
АЛ22	0,8—1,2	10,5—13,0	—	0,03—0,07	0,05—0,15	—	—	0,5
АЛ24	—	1,5—2,0	—	—	0,1—0,2	0,2—0,5	3,5—4,5 Zn	0,5

Введение в сплав перед разливкой некоторого количества натрия или его соединений (модифицирование) улучшает пластичность сплавов за счет получения мелкодисперсной структуры. Для литейных сплавов применяется несколько видов термической обработки: искусственное старение без предварительной закалки (Т1); отжиг (Т2); закалка (Т4); закалка и кратковременное (неполное) искусственное старение (Т5); закалка и полное искусственное старение (Т6); закалка и стабилизирующий отпуск (Т7); закалка и смягчающий отпуск (Т8); обработка холодом или циклическая обработка (холодом и последующим нагревом) (Т9); термомеханическая обработка (Т10).

Рассматривая сплавы системы Al—Si (силумины), отметим, что увеличение содержания кремния ведет к снижению температурного коэффициента линейного расширения α : с каждым процентом кремния значение α при 293 К уменьшается на 1,2 %. Механические свойства алюминиевых сплавов при 293 К изменяются в широких пределах: $\sigma_{0,2}=90\div350$ МПа; $\sigma_b=140\div380$ МПа, $\delta_5=0,5\div15$ %; HB=50÷115 (табл. 50). Минимальные значения по прочности относятся к сплаву АЛ2. В области низких клима-

Т а б л и ц а 50. Механические свойства при 293 К некоторых литейных алюминиевых сплавов и их литейные свойства

Сплав	Способ литья*	Режим термической обработки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	Температурный интервал кристаллизации, К	Линейная усадка, %	Герметичность, МПа
			МПа					
АЛ9	З	Т4	190	140	5	33	1,0	19
		Т5	220	160	3			
ВАЛ5	З К	Т5	320	280	2,5	40	1,1	35
		Т5	360	320	4,0			45
АЛ19	З	Т4	320	200	6	100	1,25	7
		Т5	370	280	1			
В124	К	Т6	420	380	3	70	1,1	25
АЛ22	З	Т4	230	—	1,5	—	—	—
	О							
АЛ24	З	—	220	—	2,5	—	—	—
	О В							

* З — в песчаные формы (в землю); О — в оболочковые формы; К — в кокиль; В — по выплавляемым моделям

тических температур механические свойства литейных алюминиевых сплавов практически не изменяются; не изменяется и вязкость разрушения. При дальнейшем понижении температуры до 70 К прочность несколько увеличивается, при этом несколько возрастает (примерно на 4—5 %) значение K_{Ic} . Низкопрочные силумины плохо обрабатываются резанием: наблюдается повышенный износ инструмента, большая шероховатость поверхности. Обрабатываемость резанием улучшается по мере роста прочности литейного сплава. Силумины стойки к атмосферной коррозии; они не склонны к коррозии под напряжением. Большинство литейных сплавов хорошо сваривается; возможно применение сварки для исправления дефектов литья. Силумин АЛ2 (ГОСТ 2685—75), обладающий высокими литейными свойствами, имеет невысокую прочность ($\sigma_b \geq 140$ МПа), что позволяет применять его для деталей, несущих относительно невысокую нагрузку при температурах до 77 К. Он имеет высокую жидкотекучесть, минимальную линейную усадку (~ 1 %), не склонен к образованию горячих трещин в отливках. Сплав герметичен, мало восприимчив к термической обработке, обрабатываемость резанием пониженная, хорошо сваривается газовой и аргоно-дуговой сваркой с применением присадочной проволоки марок Св-АК5 и Св-АК10. Повышение прочности достигается легированием сплавов магнием в количестве 0,2—0,4 % при обязательности термической обработки: закалка с последующим старением, что обеспечивает временное сопротивление до 230 МПа (сплав АЛ9), хотя такие сплавы склонны к газовой пористости. Легирование сплавов этого типа титаном в количестве до 0,15 % позволяет повысить временное сопротивление до 300 МПа (сплав АЛ9-1). Дальнейшее повышение прочности (до $\sigma_b = 340$ МПа) достигается введением бериллия в количестве 0,15—0,4 % (сплав АЛ34), обеспечивающего получение мелкозернистой структуры отливок. С понижением температуры до 77 К временное сопротивление увеличивается до 390 МПа, относительное удлинение, будучи невысоким ($\delta_5 = 2,5$ %), практически не изменяется. Высокая герметичность отливок, характерная для сплавов этого класса, позволяет применять их в конструкциях, работающих под высоким давлением (до 45 МПа).

Кратко остановимся на свойствах сварных соединений литейных сплавов с деформируемыми. Сплавы типа АЛ9-1 и АЛ34 удовлетворительно свариваются с термически неупрочняемыми сплавами марок АМцС и АМг5 [166]. При

этом применяется присадочная проволока Св-АК5 (4,5—6,0 % Si, 0,1—0,2 % Ti) и Св-АМг6 соответственно. При комнатной температуре в случае сварки со сплавом АМцС разрушение происходит по последнему; при 77 К разрушение происходит по сварному шву со стороны литейных сплавов. Минимальной прочностью сварного соединения литейный сплав плюс сплав АМг5 обладает зона сплавления со стороны первого сплава независимо от температуры испытания.

2. ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ

Титан широко распространен в земной коре. По степени распространения он находится на четвертом месте после железа, алюминия и магния [167]. Однако в качестве конструкционного материала его используют сравнительно недавно, что объясняется значительными техническими трудностями его получения в чистом виде. Титановые сплавы относятся к числу перспективных материалов для низкотемпературной техники [168]. Имея высокие пределы прочности и текучести, титановые сплавы обладают малой плотностью — 4500 кг/м^3 , что обеспечивает им более высокую удельную прочность σ_b/γ , чем у широко применяемых при низких температурах аустенитных сталей и алюминиевых сплавов. Титановые сплавы определенных марок обладают удовлетворительной пластичностью и вязкостью вплоть до 4 К. Применение титановых сплавов позволяет уменьшить массу конструкций, работающих при низких температурах, в сравнении с нержавеющей сталью на 20—25 % и алюминиевыми сплавами на 40—45 %. Титановые сплавы все чаще применяют для изготовления деталей и узлов, работающих при низких температурах в самолетах, ракетах и космических кораблях [169]. Эффективно их применение для обшивки самолетов сверхзвуковых скоростей. Титановые сплавы широко используют как материал для изготовления баллонов высокого давления и корпусов ракетных двигателей. Еще больше возросла роль титановых сплавов в связи с применением криогенных продуктов в ракетных двигателях. Титан имеет две модификации: низкотемпературную α -титана с гексагональной плотноупакованной решеткой, существующую до 880°C , и высокотемпературную β -титана, устойчивую при температурах выше 880°C . Обе кристаллические модификации имеют полиэдрическую структуру. При быстром охлаждении в результате закалки или после заливки формы титан приобретает игольчатое строение с α' -фазой, имеющей иска-

женную гексагональную структуру и напоминающей мартенсит в сталях.

Модуль нормальной упругости титана почти в два раза меньше, чем у железа и никеля, поэтому для создания достаточно жестких конструкций из титана приходится увеличивать толщину деталей, что приводит к увеличению массы конструкции. Химическая активность титана требует осторожности использования титановых сплавов в конструкциях, где рабочей средой является газообразный или жидкий кислород. Для технического титана горение проволоки диаметром 0,5 мм происходит (в случае его иницирования) уже при давлении 0,1 МПа, причем с увеличением давления скорость горения возрастает в отличие от медных сплавов и хромоникелевых сталей, для которых минимальное давление кислорода, когда возможно горение, значительно выше [155].

Титан высокой чистоты — относительно низкопрочный металл; его предел текучести составляет около 100 МПа при временном сопротивлении 230 МПа, т. е. его прочностные характеристики находятся на уровне алюминиевых сплавов типа АМгЗ. Чистый титан обладает высокой пластичностью ($\delta_5 \geq 50\%$, $\psi \geq 70\%$). При снижении температуры прочность его монотонно возрастает, причем прочность образца с концентратором в виде острого надреза всегда выше прочности гладкого образца. Технический титан (например, отечественный сплав типа ВТ1-0) имеет более высокую прочность, чем чистый титан; его временное сопротивление ($\sigma_b \geq 350$ МПа при 293 К) соизмеримо с временным сопротивлением сталей.

Свойства титана существенно зависят от наличия примесей, таких как кислород, азот, водород, углерод, образующих с ним твердые растворы внедрения. Для обеспечения пластичности технического титана и его сплавов при низких температурах содержание примесей, должно быть ограничено. Действие водорода связано с его способностью диффундировать к зонам высоких напряжений в металле, вызывая при этом водородное охрупчивание [168].

Твердость (и прочность) технического титана зависит от содержания азота, кислорода, углерода и может ориентировочно определяться как $HV = 57 + 196\sqrt{\%N} + 158\sqrt{\%O} + 45\sqrt{\%C}$, где под знаком радикала — процентное содержание примесей указанных выше элементов. В соответствии с ОСТ 1.90013—78 их максимальное содержание не должно превышать 0,04 % N; 0,20 % O₂; 0,07 % C.

Упрочнение, связанное с наличием примесей, сопровождается снижением пластичности: относительное удлинение может уменьшиться до 20 %. Кроме того, если для чистого титана пластичность монотонно возрастает при снижении температуры до абсолютного нуля, то для технического титана при температурах ниже 70 К пластичность снижается, хотя ее значения при 20 К часто выше, чем при 293 К (табл. 51). Упрочнение титана достигается легиро-

Таблица 51. Механические свойства при низких температурах технического титана ВТ1-0 (после отжига)

Сортамент	T, К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_{10} , %	ψ , %	KCU, МДж/м²
Лист толщиной 1 мм	293	460	380	30	—	—
	77	870	690	50	—	—
	20	1200	820	43	—	—
Прутки диаметром 20 мм	293	470	400	30	65	2,0
	77	920	700	48	60	2,2
	20	1310	920	24	17	1,3

ванием. Железо образует с титаном твердый раствор замещения; оно часто вводится как легирующий элемент, являясь β -стабилизатором. Стабилизаторами β -фазы являются также никель, кобальт, марганец, хром.

Ряд элементов, таких как алюминий (α -стабилизатор), олово, цирконий (нейтральные упрочнители), обладает высокой растворимостью в α -фазе. При одновременном введении нескольких из них удается значительно повысить прочность сплава (рис. 101) без существенного снижения его пластичности. Упрочнение сплавов с понижением температуры происходит тем интенсивнее, чем ниже исходная прочность сплава (рис. 102).

При переходе $\beta \rightarrow \alpha$ возможно образование промежуточных фаз, так как превращение, особенно при высоком содержании легирующих элементов, происходит медленно. При наличии легирования в случае закалки возможно образование α' -фазы: пересыщенного α -твердого раствора. По микроструктуре, образующейся после обычных режимов деформирования и термической обработки, различают α -сплавы, β -сплавы, $\alpha + \beta$ -сплавы (табл. 52). Хорошей пластичностью отличаются α -сплавы — они не склонны к старению; пластичность $\alpha + \beta$ - и β -сплавов ниже; многие из них подвержены старению.

Т а б л и ц а 52. Основной химический (%) и фазовый состав некоторых титановых сплавов

Марка сплава	Al	Cr	Mo	Другие элементы	Фазовый состав
BT5-1	4,3—6,0	—	—	Sn 2,0—3,0	α
OT4-1	1,5—2,5	—	—	Mn 0,7—2,0	$\alpha+\beta$
BT3-1	5,5—7,0	0,8—2,0	2,0—3,0	Fe 0,2—0,7	$\alpha+\beta$
BT6-1	5,3—6,5	—	—	V 3,5—4,5	$\alpha+\beta$
BT15	2,3—3,6	9,5—11,0	6,8—8,0	Zr 1,0	β

В качестве конструкционного материала в низкотемпературной технике используют технический титан BT1-0, сохраняющий удовлетворительную пластичность и вязкость до температур, близких к абсолютному нулю. Применяют также ряд сплавов, легированных алюминием, оловом, марганцем, имеющих чистую α -структуру или наряду с α небольшую долю β -фазы (псевдо- α -сплавы): из $\alpha+\beta$ -сплавов применяется сплав BT3-1. При температурах

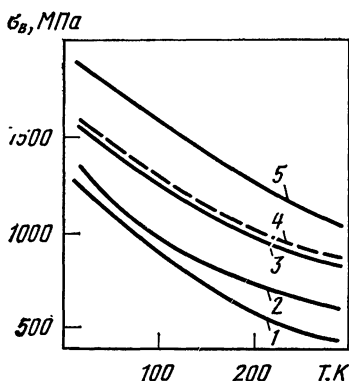


Рис. 101. Влияние температуры испытания на прочность технического титана и сплавов:

1 — BT1-0; 2 — AT2; 3 — OT4-1; 4 — BT5-1; 5 — BT3-1

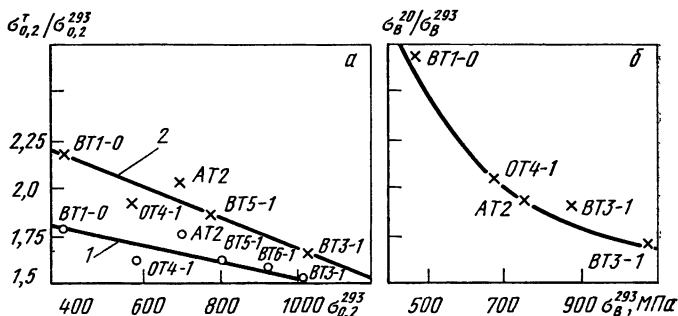


Рис. 102. Низкотемпературное упрочнение титановых сплавов:

а — увеличение предела текучести при 77 (1) и 20 К (2); б — увеличение временного сопротивления при 20 К

ниже 200 К ударная вязкость и пластичность β -сплавов резко уменьшаются [170], поэтому их используют, как правило, лишь при климатических температурах.

Повышение скорости нагружения при растяжении ведет к росту временного сопротивления титановых сплавов при 293 К: например, для сплавов ОТ4 и ВТЗ-1 наблюдается увеличение прочности на 10—20 % при одновременном увеличении пластичности на 5—10 % в случае изменения скорости растяжения от 10^{-3} до 10^3 с^{-1} [171]. Длительное нагружение технического титана и его сплавов при комнатной температуре сопровождается ползучестью. В связи с этим при переходе от 10 тыс. ч эксплуатации к 100 тыс. ч снижают допускаемое напряжение с 250 до 220 МПа, т. е. более чем на 10 % [167]. Анализ механических свойств титановых сплавов показывает, что чем прочнее сплав, тем значительнее у него падение ударной вязкости при понижении температуры. Так, если для титанового сплава АТ2 при снижении температуры от 293 до 77 К КСУ практически не изменяется ($\text{КСУ} > 1,4 \text{ МДж/м}^2$), то для сплава ВТ5-1 она уменьшается с 1,0 до 0,4 МДж/м². Вязкость разрушения титановых сплавов при понижении температуры уменьшается. Например, для сплава ВТЗ-1 K_{Ic} равно 52 МПа $\sqrt{\text{м}}$ при 293 К и 34 МПа $\sqrt{\text{м}}$ в жидком азоте [165].

Для титановых сплавов при усталостном нагружении характерно наличие физического предела выносливости (при числе циклов более 10^6). Наличие концентраторов напряжений резко снижает их долговечность. Так для сплава типа ВТ5-1 при 293 К предел выносливости при растяжении-сжатии уменьшается на базе 10^7 цикл с 350 до 110 МПа при наличии острого надреза. Отрицательное действие концентратора тем выше, чем прочнее сплав. Это приводит к тому, что для циклически нагружаемых деталей часто закалку заменяют отжигом [172]. С понижением температуры прочность сплавов при циклическом нагружении возрастает (рис. 103). При наличии концентратора напряжений низкотемпературное упрочнение может отсутствовать.

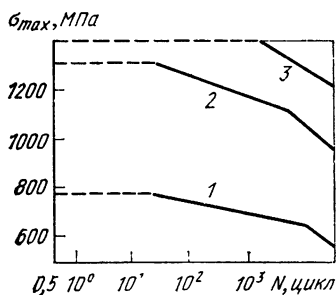


Рис. 103. Малоцикловая усталость сплава ВТ5-1 (пульсирующее растяжение):

1 — при 293 К; 2 — при 77 К; 3 — при 4 К

Титановые сплавы отличаются высокой коррозионной стойкостью в агрессивных средах, особенно в окислительных и хлорсодержащих. Это объясняется пассивацией, происходящей вследствие образования на поверхности металла тонкого защитного слоя.

Высокая активность титановых сплавов предусматривает проведение их плавки и разливки в вакууме или среде нейтральных газов. Титан и его сплавы удовлетворительно обрабатываются давлением [173]. Однако при температурах нагрева под ковку или горячую штамповку из-за высокой химической активности поверхностные слои загрязняются кислородом и азотом, что особенно отражается на тонкостенных деталях. Горячую штамповку из листовых полуфабрикатов применяют для всех используемых в низкотемпературной технике сплавов. Холодная штамповка ухудшается с ростом прочности сплавов: сплавы ВТ1-0 и АТ2 подвергаются холодной штамповке, сплав ОТ4 — ограниченно; сплав ВТ5-1 для штампованных деталей практически не применяют.

Титановые сплавы обладают высокой чувствительностью к концентраторам напряжений и характеризуются высокой степенью упрочнения при деформировании. Поэтому обращается серьезное внимание на подготовку поверхности под штамповку с введением тщательной зачистки, а также проведения промежуточных отжигов. При термической обработке титановых сплавов необходимо использование либо вакуумных печей, либо печей с инертной средой. Титановые сплавы склонны к повышенному налипанию на режущий инструмент, что в сочетании с их низкой теплопроводностью затрудняет процесс механической обработки. При обработке резанием целесообразно применение инструмента с твердосплавными пластинами.

При шлифовании с помощью абразивного инструмента следует избегать прижогов, возникающих вследствие низкой теплопроводности титановых сплавов. Наличие прижогов снижает прочность деталей при многократном нагружении (мало- и многоцикловую выносливость). Разработанные методики травления поверхности позволяют определять присутствие таких дефектов в деталях. При сварке титановых сплавов [174] во избежание появления дефектов в швах, основными из которых являются поры и холодные трещины, необходимо тщательно удалить поверхностную окисную пленку основного и присадочного металла. Это достигается, как правило, механической зачисткой.

Химическая активность титана определяет обязательность защиты сварочной ванны и остывающих участков от соприкосновения с воздушной атмосферой. Не все известные способы сварки плавлением применимы для титановых сплавов, в частности сварка вручную покрытыми электродами. Низкая теплопроводность титана определяет меньшую энергию по длине по сравнению со сталями; уменьшение этой энергии необходимо при переходе от аргоно-дуговой сварки к сварке под флюсом. Наибольшее распространение получила сварка в защитных газах. Разработанные методы импульсно-дуговой сварки обеспечили возможность ведения работ во всех пространственных положениях, в том числе и потолочном. При сварке с применением флюсов используют тугоплавкие бескислородные флюсы, например АН-Т2, однако при этом на поверхность шлаковой ванны дополнительно подается аргон во избежание загрязнения металла шва газами атмосферы.

Титановые сплавы с α -структурой (типа ВТ1-0, ВТ5) при сварке не изменяют фазовый состав, в связи с чем они не требуют стабилизирующего отжига после сварки. Стабилизирующий отжиг не обязателен и для сплавов, имеющих небольшое количество β -фазы (сплавы ОТ4, АТ2). В случае высокого содержания β -фазы (сплав ВТ3-1) сварной шов имеет пониженную пластичность, вызванную наличием хрупкой α' -фазы в шве. Как следствие, сварные соединения таких сплавов склонны к образованию холодных трещин, поэтому для высокопрочных титановых сплавов обязателен стабилизирующий отжиг непосредственно после сварки.

Прочность сварных соединений титановых сплавов при отработанной технологии сварки близка к прочности основного металла. При циклическом нагружении, особенно при низких температурах, прочность сварных соединений титановых сплавов ниже, чем прочность основного металла [162]. Например, при 20 К предел выносливости сварного соединения сплава типа ВТ5-1 составляет лишь 420 МПа по сравнению с 900 МПа для основного металла (лист толщиной 2,5 мм, осевое растяжение, коэффициента асимметрии $R=0,25$). Причиной разупрочнения является наличие в сварном соединении структурной неоднородности, геометрического концентратора напряжений, а также высокого уровня остаточных сварочных напряжений.

Поверхностная окисная пленка затрудняет процесс пайки титана и его сплавов. Наибольшее применение находит пайка в вакууме ($1,3 \cdot 10^{-3}$ — $1,3 \cdot 10^{-4}$ Па) или в чистом ар-

гоне (марка А) при 800—900 °С серебром, медью, припоями на базе серебра и рядом других металлов и сплавов [175]. Используют также пайку легкоплавкими припоями с применением предварительного лужения серебром, медью, оловом. Недостатком таких соединений является наличие хрупких прослоек. Прочность паяных соединений определяется прочностью металлопрослойки, которая обычно значительно ниже прочности титанового сплава. Например, для сплава ОТ4, паянного серебром, прочность на срез при 293 К $\tau_{ср}=120$ МПа, для сплава ВТЗ-1 (пайка по никелю) $\tau_{ср}=170$ МПа.

Таким образом, несмотря на высокую стоимость и дефицитность титановых сплавов, в отдельных случаях при изготовлении деталей низкотемпературной техники их применение целесообразно и экономически оправдано.

3. МЕДНЫЕ СПЛАВЫ

Медь и ее сплавы являются традиционным материалом для низкотемпературного оборудования. Это обусловлено тем, что наряду с высокой теплопроводностью и хорошими технологическими свойствами медь не имеет порога хладноломкости и нижний температурный предел ее использования близок к абсолютному нулю. В результате высокой стоимости и дефицитности меди, а также благодаря широкому распространению никельсодержащих сталей и алюминиевых сплавов применение медных сплавов в технике, эксплуатируемой при низких температурах, в последнее время резко сократилось.

Ранее технически чистая медь применялась в установках разделения газов методом глубокого охлаждения для изготовления различных трубчатых конструкций: витых и прямотрубных теплообменников, трубчатых конденсаторов и др. Листовая медь использовалась для изготовления внутренних емкостей и экранов сосудов Дьюара, в которых

Т а б л и ц а 53. Химический состав технической

Марка меди	Cu %, не менее	Примеси %					
		O ₂	Bi	Sb	As	Fe	Ni
M1	99,9	—	0,001	0,002	0,002	0,005	0,002
M2	99,7	0,07	0,002	0,005	0,01	0,05	0,2
M3	99,5	0,08	0,003	0,05	0,01	0,05	0,2
M3p	99,5	0,01	0,003	0,05	0,005	0,05	0,2

Таблица 54. Механические свойства отожженной меди МЗ при низких температурах

Т, К	<i>E</i>	σ_B	$\sigma_{0,2}$	σ_{-1}	δ_5	ψ
	МПа				%	
293	$125 \cdot 10^3$	200	60	120	45	85
90	$140 \cdot 10^3$	300	80	170	50	84
77	—	330	80	—	52	83
20	$145 \cdot 10^3$	470	130	260	58	74

хранятся и транспортируются газы, и для изготовления обечаек ректификационных колонн жидкого воздуха. Сплавы меди (латуни и бронзы) применяли в сварных корпусах аппаратуры, для изготовления отливок, крепежа, пружин и прочих разнообразных деталей [153, 176]. Свойства меди (табл. 53) в значительной мере определяются наличием в ней примесей [177]. При снижении температуры от 293 К до 20 К прочность и твердость меди повышаются почти в два раза (рис. 104), пластичность при этом изменяется незначительно (табл. 54). Ударная вязкость даже увеличивается, сохраняя при 20 К столь высокие значения, что надрезанные образцы не разбиваются копром, а протягиваются между его опорами. Усталостная прочность меди с понижением температуры растет, увеличивается и модуль упругости.

Медь хорошо деформируется в горячем и холодном состоянии. Температура горячей деформации 900—1050 °С, отжиг может проводиться в широком интервале температур: 500—700 °С. При деформации в холодном состоянии медь нагартовывается. Металл поставляется в отожженном («мягком») и неотожженном («твердом») состояниях. Обрабатываемость резанием неудовлетворительная. Для соединения меди используются как мягкие припои (типа ПОС), так и твердые (типа ПСр). Применяется также и

сварка, однако встречается ряд трудностей, обусловленных химическими и физическими свойствами меди. Например, учитывая легкую окисляемость меди в расплавленном состоянии и во избежание образования легкоплавкой эвтектики, содержание кислорода в основном и присадочном ме-

меди по ГОСТ 859—78

не более			
Pb	Sn	S	Zn
0,005	0,002	0,004	0,004
0,01	0,05	0,01	—
0,05	0,05	0,01	—
0,02	0,05	0,01	—

талле не должно превышать 0,01 %. В связи с этим для сварки применяют только рафинированную медь, например марки МЗр. При сварке толщин более 10 мм необходим специальный подогрев. Применяется ручная сварка плавящимся электродом, например «Комсомолец 100»; возможно применение сварки под флюсом или в защитных средах.

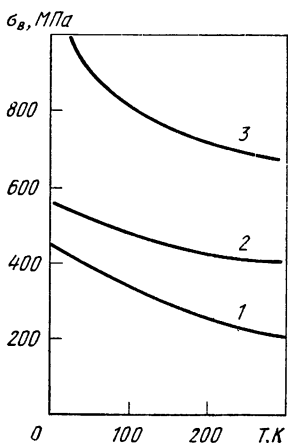


Рис. 104. Временное сопротивление при низких температурах:

1 — отожженная медь; 2 — отожженная латунь ЛС 59-1; 3 — полутвердая бронза БрБ2

Легирование меди цинком повышает ее прочностные свойства, введение дополнительно кремния обеспечивает высокие литейные свойства. Такой сплав меди с цинком (16,5—19 %) и кремнием (3—4,5 %) — латунь ЛК80-3Л — применяют для изготовления литых элементов низкотемпературных установок (корпусов, фланцев и др.), работающих при температурах от 20 до 525 К. Временное сопротивление и предел текучести сплава при 293 К значительно повышаются при увеличении содержания кремния (в пределах марочного состава); одновременно падает ударная вязкость; пластичность (относительное удлинение и сужение) наименее чувствительна к содержанию кремния, хотя повышение его содержания приводит к некоторому ее падению.

Железо, являющееся неизбежной примесью литья, отрицательно влияет на пластичность, особенно при криогенных температурах, и на ударную вязкость. В случае испытания образцов на одноосное растяжение при температуре ниже 90 К разрушение образцов происходит без заметной макропластической деформации, если содержание железа в сплаве составляет 0,3—0,4 %. В этом случае временное сопротивление становится малочувствительным к увеличению содержания кремния (в пределах марочного состава). В связи с этим для применения в деталях, работающих при температурах ниже 90 К, литье должно содержать минимальное количество железа (менее 0,1 %).

Пластичность и вязкость латуни ЛК80-3 при низких температурах остаются на достаточно высоком уровне (табл. 55), что и позволяет применять ее до очень низких

Т а б л и ц а 55. Механические свойства при низких температурах латуни ЛК80-3Л, литье в песок (кремний 3 %, железо — следы)

Режим термической обработки	T, К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_{10} , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
Без термической обработки	293	420	150	40	41	0,9
	77	480	250	27	29	0,5
	20	530	210	33	40	—
Отжиг при 450 °С, 12 ч	293	360	150	20	30	1,0
	77	420	240	13	21	0,6
	20	440	210	10	19	—

температур. Сплав имеет низкий коэффициент трения (0,01) в паре со сталью только при наличии смазки.

Рассмотрим кратко некоторые технологические свойства. Температура плавления латуни ЛК80-3 900 °С, температура нагрева металла под заливку форм 950—1000 °С; линейная усадка 1,7 %. Гомогенизацию проводят при 755±5 °С в течение 1—1,5 ч; отжиг для снятия напряжений — при 400±50 °С в течение 1—3 ч. Обрабатываемость резанием латуни удовлетворительная. Применяется сварка угольным электродом, в среде защитных газов, а также покрытыми электродами, например марки ЗТ, главным образом для исправления дефектов литья. При толщине кромок более 10 мм необходим предварительный подогрев металла до 300—350 °С. Особенностью пайки является необходимость предотвращения интенсивного образования окислов пайки, поэтому предпочтительнее применение горелок с восстановительным пламенем. Используются при этом серебряные припои типа ПСр40.

Широкое распространение в технике низких температур ранее имела латунь Л63, содержание цинка в которой составляет 35—38 %. Применялась она главным образом в отожженном состоянии (при 600—700 °С). Пластичность и вязкость такой латуни с понижением температуры несколько увеличиваются:

T, К	293	177	77
σ_B , МПа	360	410	510
$\sigma_{0,2}$, МПа	135	152	183
δ_{10} , %	55	72	79
ψ , %	62	67	66
KCU, МДж/м ²	1,2	1,3	1,5

По прочностным свойствам латунь Л63 значительно превосходит медь. Использовались также латунь ЛС59-1,

легированная свинцом с целью улучшения обрабатываемости резанием, и латунь ЛЖМц59-1-1, содержащая железо и марганец и имеющая в этой связи более высокую прочность. Отрицательным свойством латуней, содержание меди в которых ниже 70 %, является коррозионное растрес-

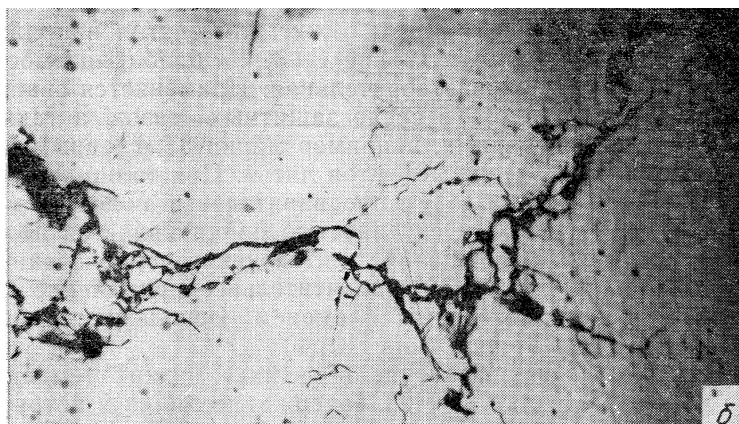
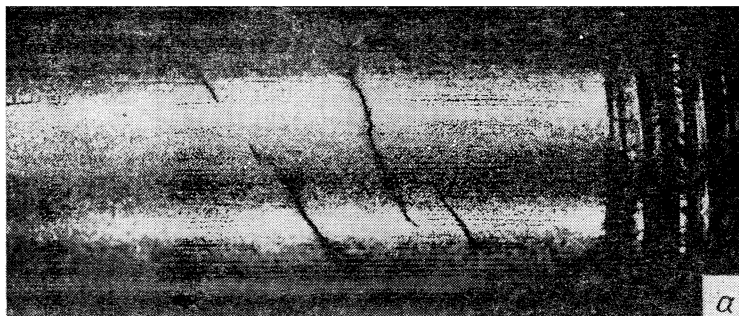


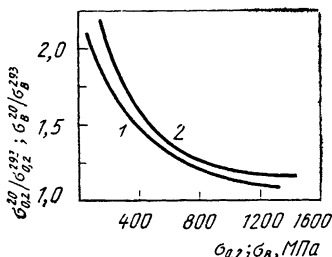
Рис. 105. «Сезонное растрескивание» латуни ЛЖМц59-1-1:
а — внешний вид шпильки; б — микрорельеф в зоне трещины, $\times 500$

кивание в промышленно загрязненной атмосфере в случае, если металл имеет нагартовку (рис. 105). Это явилось причиной аварий, особенно опасных, когда разрушались крепежные детали элементов сосудов, работающих под давлением.

Более надежными являются бронзы — сплавы меди с алюминием, железом, никелем и другими элементами. Эти

сплавы обеспечивают для низкотемпературной техники низкий коэффициент трения и стойкость к возгоранию в средах с высокой концентрацией кислорода. Наличие железа в бронзе позволяет получить мелкозернистую структуру, предотвратить выпадение хрупкой фазы при литье, дает удовлетворительную прочность и хорошие антифрикционные свойства (бронза БР АЖ 9-4). Марганец упроч-

Рис. 106. Зависимость относительно-го повышения предела текучести (1) и временного сопротивления (2) при 20 К от указанных характеристик при 293 К для медных сплавов



няет медноалюминиевые сплавы, повышает технологические и коррозионные свойства (бронза БР АЖМц 10-3-1,5). Никель также повышает прочностные свойства, одновременно уменьшая трение и износ в контактируемых деталях. Временное сопротивление бронзы БрАЖН 10-4-4 достигает 770 МПа.

В физико-механических и технологических свойствах бронз за последнее десятилетие особых изменений не произошло [151, 152, 178].

Наибольшую прочность имеют меднобериллиевые сплавы [176], временное сопротивление которых в термообработанном состоянии может превышать 1000 МПа. Поэтому бронза БрБ2, сочетающая высокую прочность с высокой релаксационной стойкостью, применяется для изготовления пружинящих элементов арматуры, эксплуатируемой при низких температурах. Низкотемпературное упрочнение медных сплавов уменьшается с увеличением их прочности; так, для бронзы БрБ2, термообработанной на прочность, $\sigma_B = 1400$ МПа, повышение прочности при 20 К по сравнению с 293 К составляет лишь 25 % (рис. 106).

Следует отметить, что дефицитность и чрезвычайно высокая стоимость в большинстве случаев делают нецелесообразным применение бронзы БрБ2, учитывая к тому же наличие высокопрочных и релаксационностойких хладостойких сталей.

ВЫБОР КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

1. КРИТЕРИИ ВЫБОРА МАТЕРИАЛОВ

Качество конструкций и изделий является следствием неправильного выбора материалов для заданных условий их эксплуатации. Важнейшим фактором дальнейшего развития техники низких температур является разработка и внедрение материалов, пригодных для низкотемпературной службы. Конструирование и внедрение в серийное производство холодильной и криогенной техники должны базироваться на знании низкотемпературной прочности, а также на надежных методах оценки работоспособности и долговечности материалов, научно обоснованных рекомендациях по выбору материалов, содержащих их основные характеристики. Особенности, характерные для оборудования, эксплуатируемого в условиях низких температур, определяют специфические требования к материалам.

Конструкционные материалы характеризуются механическими, физико-химическими и технологическими свойствами. При выборе материалов необходима информация об их стоимости и дефицитности. Механические свойства материалов отражают их способность сопротивляться деформации и разрушению под действием различного рода нагрузок, в разных средах и при различных температурных условиях. Из предыдущих глав следует, что низкие температуры эксплуатации особенно существенно сказываются на уменьшении пластичности и вязкости, чувствительности материалов к надрезу и трещине. При выборе материала для работы при низких температурах важным дополнительным требованием является сохранение необходимого запаса вязкости.

Физические свойства определяют поведение материалов в тепловых, гравитационных, электромагнитных и радиационных полях. Из физических свойств при конструировании изделий холодильной и криогенной техники особенно важную роль играет теплопроводность. Низкая теплопроводность уменьшает теплопритоки, высокая теплопроводность способствует снижению температурных градиентов в деталях. Для летательных аппаратов большое значение имеет уменьшение массы конструкции, поэтому целесообразность использования материала определяется его удельной прочностью, равной отношению характеристик

прочности к плотности, а не их абсолютным уровнем. Применение в соединениях деталей из различных материалов обуславливает необходимость учета их коэффициентов линейного расширения.

Под химическими свойствами понимают способность материалов вступать в химическое взаимодействие с другими веществами, сопротивляемость окислению, проникновению газов и химически активных веществ. Детали любого оборудования должны быть совместимы с рабочей средой. Для изделий криогенной техники наиболее важную роль играет совместимость с жидким и газообразным кислородом и другими менее распространенными окислителями. Комплекс технологических свойств включает в себя технологичность при выплавке, горячем и холодном деформировании, термической обработке, обработке резанием и особенно сварке.

Стоимость и дефицитность особенно важны при выборе материалов для изготовления массивных металлоемких конструкций. В понятие стоимости входит не только марка, состав и технология производства материала, но и выпускаемый промышленностью сортамент заготовок, расходы на сварочные работы и контроль сварных соединений, если необходимо, то контрольные испытания при высоком давлении всей сборки в целом и т. д.

Конструктору необходимо учитывать соответствие поставляемых промышленностью заготовок форме и размерам проектируемых деталей, наличие оборудования на предприятии и квалификацию рабочих. Факторы технологической и экономической целесообразности использования материалов в конструкциях обычно тесно связаны между собой.

2. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Высокопрочные и некоторые среднепрочные материалы характеризуются низкими значениями вязкости разрушения. Для таких материалов расчет допустимых напряжений следует проводить на основе механики разрушения с учетом максимальных размеров дефектов. Вязкость большинства материалов достаточно высока, что затрудняет при расчете использование методов механики разрушения.

Конструкции на прочность рассчитывают по допускаемым напряжениям $[\sigma]$, определяемым из условий прочности при статическом нагружении или долговечности при циклической нагрузке. При статическом нагружении допускаемое напряжение равно отношению предельных для данно-

го материала напряжений к коэффициенту безопасности, т. е. коэффициенту запаса прочности n . Для пластичных материалов за предельное напряжение принимают предел текучести, для хрупких — временное сопротивление: $[\sigma] = \sigma_T/n_T$ или $[\sigma] = \sigma_B/n_B$.

Значение коэффициента запаса зависит от многих факторов: разброса характеристик прочности, присутствия в материале дефектов, допускаемых техническими условиями, степени схематизации расчетной процедуры и т. д. Значения коэффициентов запаса прочности выбирают в соответствии с ГОСТ 14249—80.

В СССР за допускаемое напряжение принимается минимальное из найденных по пределу текучести или временному сопротивлению. Такая же методика принята во многих странах. Однако в некоторых странах (ЧССР, ГДР, ПНР, ФРГ) для определения допускаемых напряжений расчет ведется по пределу текучести, а в Японии — только по временному сопротивлению. Коэффициент запаса существенно варьируется в нормативных документах разных стран. По данным, приведенным в работе [179], для сосудов и аппаратов, работающих под давлением, коэффициент запаса по пределу текучести меняется от 1,5 до 1,65, а по временному сопротивлению от 2,35 до 4,0.

Величина коэффициентов запаса не имеет достаточного теоретического или экспериментального обоснования и в значительной степени обусловлена сложившимися традициями расчета. Обоснованное снижение коэффициента запаса позволит существенно уменьшить металлоемкость конструкций, что особенно важно в условиях массового производства изделий стоимости конструкционных материалов. Коэффициент запаса может меняться в широких пределах в зависимости от условий работы оборудования и опыта работы с данным материалом.

В ГОСТ 14249—80 предусмотрено снижение коэффициента запаса по временному сопротивлению с 2,6 до 2,4. Допускаемое напряжение в стенке из аустенитной стали рекомендовано определять по условному пределу текучести при допуске на деформацию не 0,2 %, а 1,0 %. Для такой широко используемой аустенитной стали, как 12X1H10T, это позволит увеличить допускаемые напряжения по пределу текучести на 15 %. Обычно в расчетах используются значения предела текучести и временного сопротивления, определенные при комнатной температуре; упрочнение металла с понижением температуры не учитывается, что дополнительно увеличивает коэффициент запаса. Для сталей и

сплавов, у которых характеристики прочности, пластичности и работы разрушения при понижении температуры не имеют пороговых изменений, может использоваться схема расчета допускаемых напряжений с учетом температурного упрочнения. Методика расчета приведена в ОСТ 26-04-2585—80 «Техника криогенная и криогенно-вакуумная. Сосуды и камеры. Нормы и методы расчета на прочность, устойчивость и долговечность сварных соединений». Допускаемое напряжение для несварных элементов сосудов или аппаратов при расчетной температуре [180] принимается:

для аустенитных сталей как наименьшее из значений

$$[\sigma^T]_1 = \left\{ [\sigma^{293}]_1 + \frac{\Delta\sigma_B}{n_B} \beta; [\sigma^{293}]_1 + \frac{\Delta\sigma_{1,0}^T}{n_T} \beta; \right. \\ \left. [\sigma^{293}]_1 + \frac{\Delta\sigma_B^T}{n_B} q; [\sigma^{293}]_1 + \frac{\Delta\sigma_{1,0}^T}{n_T} q \right\}_{\min} \eta_1;$$

для титановых и алюминиевых сплавов

$$[\sigma^T]_1 = \left\{ [\sigma^{293}]_1 + \frac{\Delta\sigma_B^T}{n_B} \beta; [\sigma^{293}]_1 + \frac{\Delta\sigma_{1,0}^T}{n_B} q \right\}_{\min} \eta_1,$$

где $[\sigma^{293}]_1$ — допускаемое напряжение при комнатной температуре ($\Delta\sigma_B^T = \sigma_B^T - \sigma_B^{293}$; $\Delta\sigma_{1,0}^T = \sigma_{1,0}^T - \sigma_{1,0}^{293}$); β и q — отношения коэффициентов запаса удельной работы деформации образца при расчетной температуре к коэффициенту запаса удельной работы деформации образца при 293 К:

$$\beta = \frac{E^T \epsilon_B^T (\sigma_{0,2}^T + \sigma_B^T) (\sigma_B^{293})^2}{E^{293} \epsilon_B^{293} (\sigma_{0,2}^{293} + \sigma_B^{293}) (\sigma_{0,2}^T)^2};$$

$$q = \frac{E^T \epsilon_B^T (\sigma_{0,2}^T + \sigma_B^T) (\sigma_{0,2}^{293})^2}{E^{293} \epsilon_B^{293} (\sigma_{0,2}^{293} + \sigma_B^{293}) (\sigma_{0,2}^T)^2},$$

где ϵ — пластическая деформация образца в момент потери устойчивости, определяемая из диаграммы растяжения; η_1 — поправочный коэффициент для сосудов и аппаратов с взрыво- и пожароопасными продуктами, $\eta_1 = 0,9 \div 1,0$.

По той же схеме определяются допускаемые напряжения с учетом низкотемпературного упрочнения материала и для сварных элементов. В работе [181] предложена методика расчета повышенных допускаемых напряжений не только для аустенитных сталей в соответствии с ГОСТ 14249—80, но и для других конструкционных материалов, обладаю-

щих деформационным и низкотемпературным упрочнением без площадки текучести. Для уточнения значений допускаемых напряжений использована часть энергопоглощения материала, связанная с процессом деформационного или низкотемпературного упрочнения в зоне равномерной пластической деформации. Для неохрупчивающихся материалов при низких температурах допускаемое напряжение $[\sigma^T]$ определяли по выражению

$$[\sigma^T] = [\sigma] + \Delta\sigma^T,$$

где $[\sigma]$ — допускаемые напряжения при комнатной температуре; $\Delta\sigma^T$ — величина, зависящая от минимального значения разности $\sigma_{0,2}$ или σ_b при низкой и комнатной температуре, а также от запаса энергопоглощения, связанного с низкотемпературным упрочнением материала.

Известно, что расчеты на прочность конструкций по номинальным напряжениям с учетом коэффициентов запаса недостаточно обосновывают их ресурс. По мнению авторов работы [181], случаи повреждений и разрушений несущих элементов обусловлены тем, что назначаемые запасы прочности не учитывают ряда факторов:

повышение локальных напряжений из-за их концентрации, остаточных технологических напряжений и напряжений вследствие перепада температур;

нестабильности характера эксплуатационного нагружения за счет статических и импульсных перегрузок, стационарных и нестационарных циклических нагрузок, постоянных и переменных температур нагружения;

присутствия в металле дефектов типа трещин как исходных, так и возникающих в процессе эксплуатации;

микро- и макронеоднородности металла по толщине, в зонах сварных швов и т. д.

Для учета этих факторов необходим переход от расчета по номинальным напряжениям к анализу местной напряженности.

Повышение прочности с понижением температуры обычно сопровождается уменьшением пластичности и вязкости материала. Пластичность характеризует способность металла подвергаться остаточной деформации, а вязкость — способность поглощать работу внешних сил при разрушении. Некоторые пластичные металлы, например алюминий, могут иметь малую вязкость при высоком относительном удлинении. Наоборот, термообработанная легированная сталь при сравнительно небольшом относительном удлинении может иметь высокую вязкость.

Пластичность и вязкость в конструкторские расчеты не входят и являются качественными показателями.

Пластичность характеризует способность металла к перераспределению напряжений в зонах их концентрации. Пластическая деформация как бы предохраняет металл от резких локальных перегрузок вблизи концентраторов напряжений. В машиностроении принято считать пластичность удовлетворительной, если относительное удлинение металла $\delta_5 \geq 15\%$. Вместе с тем хотя при 20—70 К аустенитные хромоникелевые стали имеют $\delta_5 \geq 40\%$, а аустенитные дисперсионноотверждающие $\delta_5 \geq 10\%$, стали обоих типов достаточно надежны при эксплуатации.

Широко принятым критерием работоспособности металлов и их сварных соединений при низких температурах является ударная вязкость надрезанных образцов. Определенную сложность представляет выбор необходимого уровня вязкости и методов ее оценки. В разных странах принят различный приемлемый уровень вязкости. За рубежом сталь обычно допускается к эксплуатации, если ее ударная вязкость, определенная на образцах $10 \times 10 \times 55$ с надрезом радиусом 0,25 мм (образец типа 11 по ГОСТ 9454—78), составляет $KCV = 0,3$ МДж/м². Надежность низкотемпературных конструкций, работающих в условиях многократного подъема и сброса давления, зависит от сопротивления материалов усталостному разрушению. База испытаний выбирается в зависимости от условий эксплуатации оборудования. Металл установок, подвергаемых многократному захлаживанию, испытывается на сопротивление термической усталости. В случае длительного нагружения конструкций при низких температурах производятся испытания ползучести и длительной прочности материала. При циклическом или длительном статическом нагружении номинальные эксплуатационные напряжения выбираются с введением коэффициентов запаса n_d и n_p по пределам длительной прочности и ползучести. Нормы по проектированию Госгортехнадзора СССР указывают рекомендуемый температурный диапазон применения каждого типа и сорта материала, используемого для хладостойких сварных конструкций, сосудов давления, трубопроводов и другого оборудования. Минимальная рабочая температура определяется температурой вязко-хрупкого перехода, при которой вязкость падает до неприемлемо малых значений.

Однако справочная литература содержит мало систематизированных данных о пригодности того или иного материала для эксплуатации при низких температурах. Это

объясняется сложностью количественной интерпретации влияния различных конструкторско-технологических факторов, условий нагружения, вида напряженного состояния на надежность машин и аппаратов, работающих при низких температурах.

В литературе встречаются попытки создания нормативных рекомендаций по выбору материалов для машин и конструкций, работающих при низких температурах. Их общим недостатком является то, что при этом не учитываются такие факторы, как размеры деталей, уровень остаточных напряжений, величина зерна и др., которые могут оказать существенное влияние на температуру вязко-хрупкого перехода. Такие рекомендации можно использовать лишь для предварительной оценки пригодности материала.

3. СТАЛИ ДЛЯ ЕМКОСТЕЙ СЖИЖЕННОГО ПРИРОДНОГО ГАЗА

Природный газ является не только важным энергетическим сырьем, но и высококачественным продуктом для химической промышленности. В мировом энергетическом балансе природный газ играет существенную роль в связи с тем, что его запасы в два раза превышают запасы нефтяных газов. Учитывая удаленность мест добычи от мест переработки природного газа, важную роль играют средства его доставки потребителю, в частности морской транспорт. Транспортирование сжиженного природного газа на расстояния более 1600—2000 км морским путем более экономично по сравнению с использованием трубопроводов. Строительство специализированных газозовозов связано с решением ряда сложных проблем. Одной из таких проблем является выбор материала для резервуаров, сохраняющих высокую хладостойкость до температуры кипения метана (111 К). Проблема выбора экономичных материалов, пригодных для работы в этих условиях, включает в себя задачу изыскания надежных методов оценки их хладостойкости.

Материалы резервуаров судов-газовозов работают в сложных условиях: низкие температуры до 111 К, статические нагрузки от находящегося в резервуаре жидкого газа, динамические нагрузки при волнении на море, швартовке, возможных столкновениях судов или посадке их на мели, циклически действующие нагрузки при заполнении и разгрузке. Металл находится в объемном напряженном состоянии, испытывая статическую и динамическую знакопеременную нагрузки, усугубляемые наличием концентраторов напряжений в зоне основного металла и сварных швов.

Для сопоставления механических свойств и склонности к хрупкому разрушению при низких температурах выбраны метастабильные аустенитные 12Х18Н10Т, 10Х14Г14Н4Т, 07Х13АГ19 и ферритные стали с 6 и 9 % Ni. Исследовали свойства сталей в деформированном и литом состояниях.

Аустенитные и ферритные стали, выбранные для исследования, выплавляли открытым способом в индукционной печи емкостью 150 кг. Химический состав сталей соответствовал марочному. Сталь разливали в чугунные изложницы емкостью 50 кг и трфеобразные литейные пробы. Слитки после зачистки и обдирки проковывали на квадратные 30×30 и 25×25 мм, а также на круглые диаметром 20 мм заготовки.

Кроме обычных испытаний на статическое растяжение и динамический изгиб при 293, 223, 77 К, проводили испытания образцов с кольцевыми надрезами, трещиной, исследовали влияние масштабного фактора, проводили металлографический анализ, фрактографическое исследование изломов, рентгеноструктурный и магнитный анализы [182].

Деформируемые стали

В табл. 56 приведены результаты испытаний на растяжение гладких и надрезанных образцов при 293 и 77 К.

Как и следовало ожидать, для всех исследованных сталей прочностные характеристики увеличиваются, а пластические уменьшаются. При комнатной температуре времен-

Т а б л и ц а 56. Зависимость механических свойств деформированных сталей от температуры испытания

Марка материала	Т, К	$\sigma_{B'}$ МПа	$\sigma_{B.K'}$ МПа	$\sigma_{0.2'}$ МПа	$\sigma_{T.K'}$ МПа	ψ , %	ψ_K , %	δ , %
12Х18410Т	293	680	790	280	480	76	45	69
	173	1100	1200	380	670	70	34	—
	77	1380	1580	480	800	55	18	44
10Х14Г14Н4Т	293	700	900	290	500	72	38	70
	77	1200	1750	450	880	62	26	64
07Х13АГ19	293	700	1100	420	800	66	26	57
	77	1300	1920	900	1900	15	5	20
0Н6А	293	680	1140	640	1000	44	48	48
	77	1000	1700	950	1650	68	18	35
0Н9А	293	700	1180	680	1100	75	40	30
	173	950	1650	790	1300	73	36	—
	77	1050	1750	980	1630	70	22	28

Т а б л и ц а 57. Работа, затраченная на деформацию и разрушение образца при температуре испытания 293 и 77 К

Марка стали	T, K	Полная работа (A_{Π}), Дж	Работа равномерной деформации (A_p), Дж	Работа сосредоточенной деформации (A_c), Дж
12X18H10T	293	310	280	30
	77	350	320	30
10X14Г14Н4Т	293	358	320	38
	77	530	480	50
07X13АГ19	293	470	440	30
	77	520	520	0
0Н6А	293	126	86	40
	77	240	200	40
0Н9А	293	119	83	36
	77	250	200	50

ное сопротивление всех исследованных сталей находится примерно на одном уровне: 650—720 МПа, в то время как при температуре испытания 77 К для аустенитных сталей характерно сильное низкотемпературное упрочнение. Аустенитные стали имеют более низкий предел текучести по сравнению с ферритными сталями во всем исследованном интервале температур. Относительное удлинение аустенитных сталей выше, чем ферритных. Аустенитные стали характеризуются более высокими значениями равномерного относительного удлинения и малыми значениями сосредоточенного удлинения. Все марки стали имеют высокие показатели относительного сужения.

В табл. 57 приведены значения работы, затраченной на растяжение и разрыв образца, обусловленной производением растягивающей силы и перемещения при удлинении образца.

Из таблицы видно, что полная работа разрушения образца для аустенитных сталей выше, чем для ферритных. Для сталей 12X18H10T, 10X14Г14Н4Т и 07X13АГ19 работа, затраченная на равномерную деформацию, составляет основную часть от всей работы. Работа, затраченная на сосредоточенную деформацию аустенитных сталей, при всех температурах низкая, ее значения не превышают 50 Дж. Для стали 07X13АГ19 A_c при 77 К равна нулю, т. е. полная работа разрушения образца уходит на равномерную деформацию, после чего сразу же происходит разрушение.

Влияние острого глубокого надреза проявляется для всех исследованных сталей независимо от уровня прочности, типа кристаллической решетки, вязкости и пластично-

Таблица 58. Ударная вязкость деформированных сталей в интервале температур от 293 до 77 К (МДж/м²)

Марка стали	293К			293 К		173 К		77 К		
	KCU	KCV	KCT	KCU	KCV	KCU	KCV	KCU	KCV	KCT
12X18H10T	2,9	2,6	1,7	2,8	2,4	2,6	1,9	2,2	1,8	1,0
10X14Г14Н4Т	2,8	2,0	1,4	2,6	1,9	2,6	1,8	2,4	1,7	1,1
07X13АГ19	2,9	2,4	1,6	2,8	1,7	2,4	1,2	1,2	0,5	0,4
0Н9А	2,9	2,2	1,5	2,0	1,9	1,8	1,7	1,6	1,0	0,7
0Н6А	2,5	2,3	1,6	2,5	2,2	2,0	1,8	1,0	0,2	0,1

сти. Результаты испытания образцов с кольцевыми надрезами приведены в табл. 56. Как видно из этой таблицы, кольцевой надрез затрудняет развитие пластической деформации. Пластическая деформация возможна лишь при существенном повышении максимальных растягивающих напряжений, т. е. при увеличении прилагаемой нагрузки и, следовательно, повышении характеристик прочности. Для сталей 0Н9А и 0Н6А с о.ц.к. решеткой наблюдается повышение отношения σ_{TK}/σ_{BK} с понижением температуры, т. е. способность упрочнения при упругопластическом деформировании уменьшается. При 77 К для сталей 0Н6А, 0Н9А, и метастабильной аустенитной стали 07X13АГ19 это отношение стремится к единице, что свидетельствует об ограниченной возможности их применения при наличии концентраторов напряжений.

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов с различным видом концентратора (тип 1,11 и 15 по ГОСТ 9454—78) для исследованных сталей приведены в табл. 58.

Для всех сталей характерно падение ударной вязкости с понижением температуры испытания. На сталях 07X13АГ19, 0Н6А наблюдается резкое падение ударной вязкости в сравнительно узком интервале температур (особенно для стали 0Н6А), для сталей 12X18H10T, 10X14Г14Н4Т, 0Н9А характер кривых меняется плавно и значения ударной вязкости при температуре испытания 77 К остаются достаточно высокими. Фрактографический анализ поверхностей (рис. 107) изломов ударных образцов показал, что аустенитные стали 12X18H10T и 10X14Г14Н4Т сохраняют вязкий характер разрушения во всем интервале температур. Их изломы имеют ямочное строение со значительной глубиной ямок при 293 и 77 К. Для стали 07X13АГ19 также характерны ямки, хотя и менее глубокие и менее протяженные. Сталь с 6 % никеля при 77 К разрушается без заметной

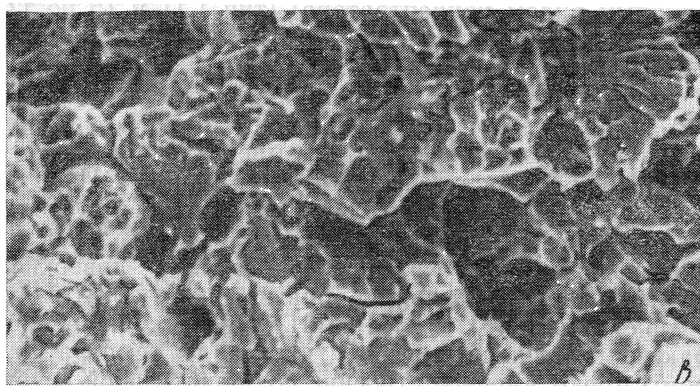
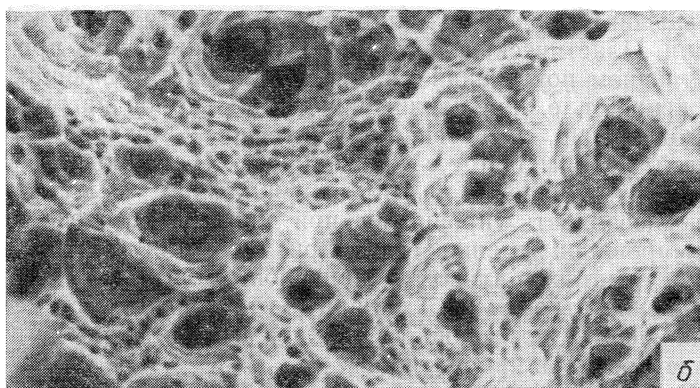
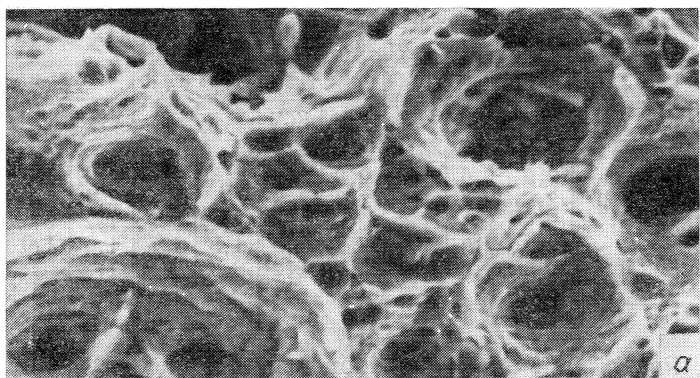


Рис. 107. Характер излома сталей 12X18H10T (а), 07X13AG19 (б) и 0H6A (в) после испытаний на динамический изгиб при температуре 77 К $\times 1000$

пластической деформации, внутрикристаллическим сколом (отрывом). Для стали 0Н9А понижение температуры до 77 К не привело к хрупкому разрушению, хотя характер ямок на поверхности излома изменился, как и в случае стали 07Х13АГ19.

Известно, что наличие острых концентраторов напряжений (надрезов) вызывает повышение местных напряжений в вершине надреза и смещает сериальную кривую в область более низких температур. Для аустенитных сталей уменьшение радиуса в вершине надреза хотя и приводит к падению ударной вязкости, однако KCV остается высокой при самых низких температурах испытания. Ферритная сталь с 6 % Ni до температуры испытания 173 К оказалась нечувствительной к уменьшению радиуса в вершине надреза, а дальнейшее понижение температуры до 77 К привело к резкому падению вязкости.

Снижение ударной вязкости с уменьшением радиуса в вершине надреза для метастабильных аустенитных сталей при низких температурах объясняется процессом мартенситообразования при охлаждении и деформировании этих сталей. На количество мартенсита, образующегося в деформированном объеме образца вблизи надреза, влияет работа, поглощенная при деформации до зарождения трещины, и напряженное состояние в зоне надреза. Работа, поглощенная при деформации образца до зарождения трещины, возрастает с увеличением радиуса в вершине надреза, а напряженное состояние в зоне надреза ужесточается с уменьшением радиуса.

Для исследования влияния напряженного состояния на ударную вязкость сталей изготовлены нестандартные образцы с трехсторонним надрезом радиусом 0,25 мм, который способствует созданию более сложного напряженного состояния. Рабочее сечение нестандартных образцов с трехсторонним надрезом равнялось рабочему сечению стандартных образцов типа II по ГОСТ 9454—78. Результаты испытаний при 77 К приведены ниже (в числителе KCV, в знаменателе KCV_т, где KCV_т — ударная вязкость образцов с трехсторонним надрезом, МДж/м²):

12Х18Н10Т . . .	1,8/1,7	07Х13АГ19	0,5/0,48
10Х14Г14Н4Т . .	1,7/1,5	0Н6А	0,2/0,07

Анализ полученных результатов показывает, что напряженное состояние оказывает более существенное влияние на процесс мартенситообразования, чем величина деформируемого объема, поэтому в зоне трехстороннего надреза

количество мартенсита оказывается большим при прочих равных условиях, чем в зоне одностороннего надреза. Снижение ударной вязкости образцов из метастабильных аустенитных сталей можно рассматривать как суммарное уменьшение работы, складывающейся из уменьшения работы, затраченной до образования трещины вследствие уменьшения деформируемого объема, и уменьшения работы распространения трещины за счет образования мартенсита, так как зародившаяся трещина распространяется с меньшей затратой энергии в мартенситном поле, чем в аустенитной матрице.

Для сталей ферритного класса, которые после термообработки имеют остаточный аустенит, снижение температуры испытания и ужесточения напряженного состояния приводит к полному структурному превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ и понижению ударной вязкости. Для стали 0Н6А температура 173 К является критической в отношении сохранения характеристик пластичности. Поэтому при более низких температурах ударная вязкость резко падает как на образцах с мягким, так и более жестким надрезом.

При деформировании образцов с разными радиусами работа распространения трещины должна зависеть от радиуса в вершине надреза. Влияние масштабного фактора на вязкость сталей оценивали на нестандартных образцах сечением 20×20 и 30×30 мм. Исследования показали, что для материалов с достаточным запасом вязкости масштабный фактор не проявляется. Увеличение толщины образца приводит либо к монотонному увеличению ударной вязкости при вязком характере разрушения стали (12Х18Н10Т, 10Х14Г14Н4Т, 0Н9А), либо к ее падению при переходе к хрупкому разрушению (сталь 0Н6А).

Стали аустенитного класса при всех видах испытаний оказались менее чувствительны к надрезу, чем ферритные стали. Критическая температура хрупкости, определенная на увеличенных образцах сечением 30×30 мм с острым надрезом глубиной 15 мм, для сталей 12Х18Н10Т, 10Х14Г14Н4Т, 07Х13АГ19 и 0Н9А находится ниже 77 К, а для стали 0Н6А составляет 120 К. Критическая температура хрупкости сварных швов, определенная так же, как и для основного металла, показала достаточную вязкость всех сталей, кроме 0Н6А при 111 К. Деформированные стали типа 12Х18Н10Т, 0Н6А, 0Н9А с высоким содержанием дефицитного никеля в интервале температур до 77 К без снижения надежности могут быть заменены сталями типа 10Х14Г14Н4Т и 07Х13АГ19.

Литые стали

Литые стали предназначены для изготовления запорной арматуры, работающей при 111 и 77 К. В табл. 59 приведены результаты испытаний на растяжение гладких и надрезанных образцов.

Испытания гладких и надрезанных образцов в интервале температур от 293 до 77 К показали, что прочностные

Таблица 59. Зависимость механических свойств литых сталей от температуры испытания (σ , МПа: ψ и δ , %)

Марка материала	T, К	$\sigma_{B'}$ МПа	$\sigma_{B.K'}$ МПа	$\sigma_{0.2'}$ МПа	$\sigma_{T.K'}$ МПа	ψ , %	$\psi_{K'}$ %	δ , %
12X18H10TЛ	293	480	700	160	410	48	32	58
	173	700	790	190	510	36	22	30
	77	830	920	290	590	14	6	16
10X14Г14Н4ТЛ	293	600	730	220	410	45	20	48
	173	860	990	260	580	41	18	32
	77	920	1080	310	980	19	9	28
07X13АГ19Л	293	750	900	420	720	27	25	36
	173	1000	1350	570	880	22	18	30
	77	1090	1520	820	1420	8	5	14
0Н6Л	293	610	1080	520	990	57	12	28
	173	820	1400	620	1100	52	10	27
	77	980	1550	820	1520	45	2	26
0Н9Л	293	700	1200	680	1180	58	11	30
	77	1080	1690	810	1580	42	2	21

характеристики всех исследованных сталей растут, а пластические падают. Временное сопротивление аустенитных и ферритных сталей, определенное на гладких образцах, находится приблизительно на одном уровне. Предел текучести исследуемых аустенитных литых сталей 12X18H10TЛ и 10X14Г14Н4ТЛ почти в три раза меньше предела текучести ферритных сталей. Значения пределов текучести метастабильной аустенитной стали 07X13Г19Л и ферритных сталей близки между собой.

Пластические свойства всех литых сталей при комнатной температуре находятся на высоком уровне. Аустенитные стали имеют более высокое значение относительного удлинения, чем ферритные стали, но меньшие значения относительного сужения. При этом, как и в случае деформированных сталей, аустенитные литые стали имеют более

высокие значения равномерного относительного удлинения и низкие значения сосредоточенного удлинения по сравнению с ферритными сталями. Такое влияние низких температур на пластические свойства аустенитных сталей объясняется характером фазовых превращений, протекающих в процессе пластической деформации. При деформировании образца в месте зарождения шейки образуется мартенсит, упрочняющий ее настолько, что она перестает быть самым слабым участком, и деформация равномерно распространяется на соседние зоны. Образование мартенсита деформации уменьшает сосредоточенное удлинение и увеличивает равномерное. Для ферритных сталей при больших деформациях локальное уменьшение сечения при образовании шейки значительно увеличивает напряжение в этой области и наклепа матрицы оказывается недостаточно для обеспечения упрочнения, что приводит к развитию местной пластической деформации.

Кольцевой острый надрез оказывает влияние на механические свойства всех сталей для всех температур испытания, затрудняя развитие пластической деформации. Особенно существенно влияние надреза на характеристики пластичности ферритных сталей во всем исследованном температурном диапазоне. Относительное сужение надрезанных образцов обеих марок ферритных сталей при 77 К упало до 2 %.

В табл. 60 приведены результаты испытаний исследованных литых сталей на ударный изгиб с различными видами концентраторов.

На всех сталях наблюдается падение ударной вязкости с понижением температуры: до 173 К исследованные стали сохраняют приемлемые значения ударной вязкости, а при дальнейшем понижении температуры наблюдается ее резкое падение.

Т а б л и ц а 60. Ударная вязкость литых сталей в интервале температур от 293 до 77 К (МДж/м²)

Марка стали	293 К			223 К		
	KCU	KCV	KCT	KCU	KCV	KCT
12X18H10TЛ	1,3	1,1	0,9	0,7	0,64	0,56
10X14Г4Н4ТЛ	1,4	1,2	0,98	0,9	0,76	0,61
07X13АГ19Л	1,1	1,0	0,88	1,1	0,75	0,42
0Н9Л	0,9	0,8	0,66	0,9	0,76	0,54
0Н6Л	1,0	0,9	0,08	0,9	0,78	0,62

Марка стали	173 К			77 К		
	KCU	KCV	KCT	KCU	KCV	KCT
12X18H10TЛ	0,54	0,42	0,30	0,37	0,3	0,23
10X14Г14Н4ТЛ	0,60	0,50	0,40	0,55	0,4	0,24
07X13AГ19Л	0,56	0,40	0,26	0,33	0,24	0,16
0Н9Л	0,77	0,60	0,42	0,21	0,2	0,18
0Н6Л	0,73	0,60	0,48	0,29	0,24	0,2

В литом состоянии при низких температурах значения работы разрушения образцов с острым надрезом и с трещиной сравнительно мало различаются между собой. Это, видимо, связано с грубым строением литой структуры, наличием трещиноподобных дефектов, являющихся естественными концентраторами напряжений при низкотемпературном деформировании. Если учесть, что при нанесении трещин по методу Б. А. Дроздовского на образцах из высокопластичных сталей время до зарождения трещины составляет примерно 1 ч, а время развития трещины до размера 2 мм 25—35 мин, то в целях экономии времени на проведение испытаний нет необходимости испытывать образцы с трещиной. Можно ограничиться более простыми испытаниями. Влияние масштабного фактора на ударную вязкость исследованных сталей проводили в интервале температур от 293 до 77 К на образцах сечением 20×20 мм с острым надрезом радиусом 0,25 мм и глубиной 10 мм.

Анализ полученных результатов показал, что увеличение толщины образцов может привести либо к повышению ударной вязкости по сравнению с KCV при вязком характере разрушения, либо к падению при переходе к хрупкому разрушению. Таким образом, использование увеличенных нестандартных образцов сечением 20×20 мм не привело к ужесточению напряженного состояния и не выявило преимуществ их применения перед образцами типа 11 и 15 для оценки склонности к хрупкому разрушению.

В результате электронно-фрактографического анализа поверхностей изломов установлено, что для всех сталей при нормальной температуре характерно ямочное микростроение изломов. Ферритные стали 0Н6Л и 0Н9Л при 293 К разрушились с образованием в изломе более мелких, чем у аустенитных сталей, ямок. С понижением температуры испытания в изломах всех сталей наблюдается уменьшение размеров и глубины ямок, что может быть причиной хруп-

кого разрушения материала. Разрушение сталей 12Х18Н10ТЛ, 07Х13АГ19Л, 0Н6АЛ и 0Н9АЛ при температурах ниже 173 К происходит сколом, что можно объяснить склонностью этих сталей к хрупкому разрушению из-за грубой литой структуры. Сталь 10Х14Г14Н4ТЛ при 173 К разрушилась с образованием квазивязкого излома. Наряду

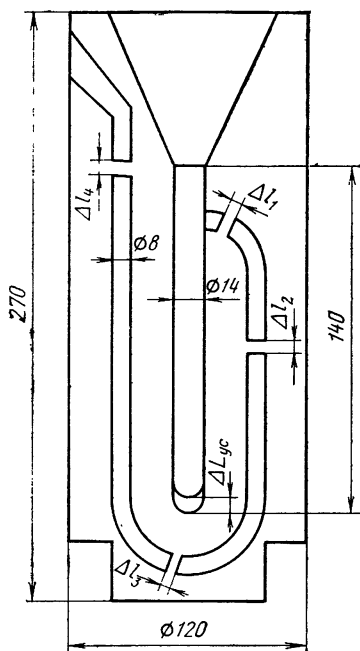


Рис. 108. Схема определения литейных свойств стали с помощью комплексной пробы Нехендзи—Купцова

с вязкими участками излома с ямочным строением присутствуют хрупкие участки разрушения сколом, которые занимают около 40 % площади. Таким образом, ферритные стали, содержащие 6 и 9 % Ni, в литом состоянии оказались более чувствительными к концентраторам напряжений при статическом и динамическом приложении нагрузки, чем аустенитные стали 12Х18Н10ТЛ, 10Х14Г14Н4ТЛ и 07Х13АГ19Л.

Механические свойства хромомарганцевой стали с азотом типа 07Х13АГ19Л позволяют использовать ее для изготовления литой запорной арматуры. Исследование основных литейных свойств сталей (жидкотекучести, линейной и объемной усадки, трещинопоражаемости) проводили с помощью комплексной пробы Нехендзи — Купцова.

Комплексная U-образная проба представляет собой компактную разъемную по вертикальной плоскости стальную форму (рис. 108), состоящую из двух половин, и требует для заливки немного металла (310 см³).

После заливки и затвердевания металла с помощью специальной шкалы определяли жидкотекучесть стали λ по длине заполнения U-образного канала. Для определения линейной усадки измеряли зазор в вертикальном канале кокиля между концом отливки и дном канала. Величина зазора, отнесенная к длине стержня, дает относительную величину линейной усадки: $\varepsilon = (\Delta L_{yc}/t_0) \cdot 100 \%$. Торможение

ние усадки на разных участках U-образного канала может приводить к образованию трещин. Трещинопоражаемость литых сталей оценивали по общей суммарной длине трещин: $\Sigma \Delta l_{\text{тр}} = \Delta l_{\text{тр}1} + \Delta l_{\text{тр}2} + \Delta l_{\text{тр}3} + \Delta l_{\text{тр}4}$. Относительный объем сосредоточенной усадочной раковины определяли заполнением керосином конусной воронки комплексной пробы: $v = (v_p/v_k) \cdot 100 \%$, где v_p — объем усадочной раковины; v_k — объем конуса.

Результаты определения литейных свойств исследуемых сталей приведены в табл. 61.

Таблица 61. Литейные свойства сталей 12X18H10T, 10X14Г14Н4Т, 07X13АГ19, 0Н9, 0Н6

Марка стали	Температура ликвидуса, °С	v , %	ε , %	$\Sigma \Delta l_{\text{тр}}$, мм
12X18H10T	1700	2,14	2,95	нет
10X14Г14Н4Т	1680	2,36	3,21	нет
07X13АГ19	1680	2,45	3,14	нет
0Н9А	1760	1,94	2,24	4,10
0Н6А	1770	2,01	2,35	2,73

Температура ликвидуса ферритных сталей выше, чем аустенитных. Одинаковый нагрев металла перед заливкой обеспечивает более высокую жидкотекучесть аустенитных сталей. Наибольшую практическую жидкотекучесть имеет сталь 12X18H10T, наименьшую — сталь 0Н6А. Большие значения условно истинной жидкотекучести при одинаковом перегреве над ликвидусом имеют стали ферритного класса. Наиболее высокой условно истинной жидкотекучестью обладает сталь 0Н9А, что связано, видимо, с положительным влиянием никеля и отсутствием снижающего жидкотекучесть действия таких элементов, как хром и титан.

Все рассматриваемые стали имеют достаточно концентрированную усадочную раковину. Самое низкое значение относительного объема сосредоточенной усадки имеет сталь 0Н9А, наибольшее значение — сталь 07X13АГ19. Стали ферритного класса более склонны к образованию усадочной пористости и поэтому имеют меньший объем концентрированной усадочной раковины. Стали аустенитного класса по сравнению с ферритными имеют значительно более высокую стойкость к образованию горячих трещин. Для отливок из сталей 0Н6А и 0Н9А необходимо применять комплекс технологических мер, направленных на снижение возможности образования горячих трещин.

4. СОВМЕСТИМОСТЬ С РАБОЧЕЙ СРЕДОЙ

Использование материалов в любой конструкции возможно только в случае их совместимости с рабочей средой. Коррозия, коррозионная усталость, коррозия под напряжением, водородное охрупчивание и т. д. могут вызвать повреждение в металле и привести конструкцию к хрупкому разрушению. Сочетание низких температур и радиоактивного облучения, имеющее место в условиях пузырьковых камер и физических установок, из-за изменения механических свойств материалов также может создать проблему совместимости.

Для криогенных конструкций особенно важную роль играет химическое воздействие низкокипящих продуктов на свойства конструкционных сталей и сплавов. Особую сложность проблема совместимости приобретает при выборе материалов для работы в контакте с жидким кислородом и другими менее распространенными окислителями на основе фтора, используемыми в жидкостных ракетных двигателях. Известно, что такие химически активные металлы, как титан и его сплавы, магниевые сплавы, алюминиевые сплавы при ударном нагружении, могут самопроизвольно загораться при контакте с жидким кислородом.

Основными отборочными испытаниями на совместимость с жидким кислородом являются испытания на ударное сжатие и на прокол падающим бойком находящейся под давлением диафрагмы. У титановых сплавов в обоих случаях возникает активная реакция, алюминиевые сплавы активно реагируют с кислородом только при ударном нагружении, а медные, никелевые сплавы, нержавеющие стали не вступают в реакцию при обоих видах испытаний. Алюминиевые сплавы можно рассматривать как совместимые с жидким кислородом, что обуславливает их довольно широкое применение в качестве материала для изготовления стационарных и транспортных кислородных резервуаров.

Приложение к титановым кислородным емкостям статической нагрузки не вызывает реакции между титаном и кислородом в случае их медленного разрушения. Реакция начинается только в случае быстрого разрушения конструкции. Ее инициирование связано с спонтанным воспламенением металлических частиц, отслаивающихся от поверхности разрушения. Отсутствие реакции с медью обусловлено ее высокой теплопроводностью. Быстрый отвод тепла от места возникновения реакции предотвращает ее превраще-

ние в самоподдерживающуюся. Увеличение содержания хрома и никеля в стали снижает опасность развития реакции взаимодействия с кислородом.

В ОСТ 26-04-2159—79 Министерства химического машиностроения на оборудование, работающее с газообразным кислородом, приведены значения предельного давления кислорода и скорости газового потока, при которых возможно горение металлических материалов толщиной 5 мм при комнатной температуре (табл. 62).

Таблица 62. Условия применения металлов и сплавов в кислородном оборудовании

Материал	Давление кислорода, МПа, при скорости потока, м/с		
	0	до 0,5	свыше 0,5
Стали углеродистые и легированные	0,64	0,64	0,64
Чугун	3,20	0,80	0,40
Нержавеющие стали типа 3Х13, 12Х18Н10Т	16,00	4,00	2,00
Алюминиевые сплавы АМг, АМц, АД1	3,20	0,64	0,40
Медь, никель и их сплавы	42,00	42,00	42,00

При контакте с жидким кислородом вероятность загорания ниже, чем в случае газообразного кислорода. Сложную проблему представляет совместимость конструкционных материалов с такими сильными окислителями, как жидкий фтор, трехфтористый хлор и другие соединения на основе фтора. Окислители на основе фтора несовместимы с титановыми сплавами, но совместимы с нержавеющими сталями типа 12Х18Н10Т и еще лучше с монелем и подобными сплавами. Во многих случаях совместимость с такими криогенными жидкостями, как метан и др., изучена недостаточно и требует тщательного исследования при выборе материала. В тех криогенных установках, в которых вакуум используется в качестве изоляции, важно знать величину газовыделения металлов в вакууме в процессе длительной эксплуатации. Обеспечение вакуума в таких конструкциях является условием их нормальной работоспособности.

5. ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ И СТОИМОСТЬ

Технологические свойства (литейные свойства, обрабатываемость давлением и резанием, свариваемость) в основном оцениваются качественно, так как количественные методы оценки пока не совершенны или вообще отсутствуют. Несмотря на отсутствие количественной оценки, эти свойства весьма важны и могут быть решающими при выборе материала. Например, хромоникелевые нержавеющие аустенитные стали хорошо деформируются в отожженном состоянии, а ферритные стали, содержащие 9 % Ni типа 0Н9, имеют высокий предел текучести, что затрудняет их холодное деформирование. При горячем же деформировании — штамповке днищ сосудов давления может образовываться плохо отделяемая окалина, затрудняющая дальнейший процесс сварки.

Важнейшим фактором надежной работы криогенного оборудования является необходимость обеспечения прочных и плотных соединений отдельных узлов и деталей. В технике низких температур широкое распространение получили сварные соединения. Сварку применяют для изготовления труб, крупных резервуаров, баков и контейнеров. По существу все многообразие низкотемпературного оборудования представляют собой те или иные сварные конструкции. Поэтому исследования свариваемости являются обязательными при решении вопроса о использовании новых материалов в технике низких температур. Сварка металлов и сплавов сопровождается кристаллизацией расплавленной ванны, полиморфными превращениями, распадом пересыщенных твердых растворов. В околошовной зоне происходит интенсивный рост зерна. Из-за увеличения размеров зерен и перегрева снижается пластичность и вязкость металла. Состояние и структура околошовной зоны могут оказывать решающими при оценке свариваемости металла.

Основными видами внутренних дефектов, образующихся при сварке плавлением, являются трещины, непровары, пористость, шлаковые и окисные включения. Наличие этих дефектов дополнительно усложняет работу конструкций при низких температурах. Качество сварных соединений определяет надежность конструкции в целом. Сварные швы или околошовная зона являются типичными очагами разрушения при низких температурах. Особенно опасными являются мелкие горячие и холодные трещины, образовавшиеся при сварке. Горячие трещины образуются при темпера-

турах кристаллизации под действием растягивающих напряжений вследствие несвободной усадки затвердевающего сварного шва. Холодные трещины образуются при 200—300 °С в результате значительных изменений объема металла при охлаждении и развитии высоких локальных напряжений. Возникновению холодных трещин способствует мартенситное превращение, рост зерна, водородное охрупчивание, высокая скорость охлаждения металла после сварки, увеличение жесткости и толщины свариваемых изделий.

Оценка свариваемости конструкционных материалов должна включать в себя анализ уровня механических свойств сварного соединения и основного металла, определение склонности к образованию дефектов, прежде всего трещин в металле шва и зоне термического влияния, определение чувствительности сварного соединения к концентраторам напряжений и склонности к хрупкому разрушению. Для получения бездефектных равнопрочных сварных соединений, обладающих высоким сопротивлением хрупкому разрушению, необходима разработка специальной системы легирования сварного шва [101, с. 25—32]).

Принята следующая терминология по характеристике свариваемости металлов: хорошая, удовлетворительная, ограниченная, неудовлетворительная. Хорошая свариваемость характерна для металлических материалов, не имеющих ограничений в проведении процесса сварки по температуре окружающей среды, по массе и сложности конструкций. Такие материалы не требуют предварительного подогрева. При удовлетворительной свариваемости сварка на морозе не допускается и должна производиться при комнатной температуре. В сварных элементах должны отсутствовать жесткие стыки; для сложных узлов необходим предварительный сопутствующий подогрев; после сварки при большом объеме наплавленного металла необходим отпуск; при вваривании вкладышей рекомендуется проводить промежуточную термическую обработку. Ограниченная свариваемость подразумевает возможность сварки небольших деталей простой формы с подогревом до 300—400 °С и проведением отпуска после сварки; в случае жестких контуров температура подогрева должна быть увеличена до 600 °С. Неудовлетворительная свариваемость характерна для материалов, нуждающихся в отжиге перед сваркой; даже при сварке простых узлов их необходимо подогревать до температур более 450 °С с обязательным проведением высокого отпуска после сварки.

Выбор метода контроля сварных соединений зависит от производительности и степени выявляемости различных дефектов. С точки зрения производительности и чувствительности к разным дефектам наиболее эффективным является ультразвуковой метод (УЗК), который к тому же легко поддается автоматизации. В случае высоких требований к качеству сварных соединений обычно применяют комплексное использование нескольких методов. Например, продольные швы труб подвергают 100 %-ному контролю УЗК, предполагаемые дефектные места — дополнительному рентгеноконтролю. Кроме того, производят магнитный порошковый или красочный контроль с целью выявления поверхностных трещин. При проектировании низкотемпературной техники в большинстве случаев принимают во внимание не только изложенные технические, но и экономические соображения. Экономические критерии включают не только стоимость самих конструкционных материалов, но также и дефицитность, сортамент металлопродукции, затраты на обработку деталей, сварку и контроль качества изделий. Стоимость меди непрерывно растет, что обуславливает необходимость ее замены алюминием. Из-за дефицитности никеля наблюдается тенденция к замене там, где это возможно, сталей типа 12X18H10T аустенитными сталями, легированными никелем и марганцем или даже одним марганцем.

Прогресс техники низких температур и увеличение рабочих давлений в криогенных системах потребуют в ближайшем будущем создания новых сплавов, более прочных в широком температурном диапазоне и менее дорогостоящих.

По прогнозу НПО «Криогенмаш», разработка свариваемых сталей — заменителей стали 12X18H10T должна ориентироваться на достижение предела текучести 400—500 МПа и временного сопротивления 800—1000 МПа. Разработка алюминиевых сплавов должна ориентироваться на предел прочности 400—500 МПа в сварном соединении, в котором обычно применяемые высокопрочные алюминиевые сплавы имеют разупрочненную зону. Ранее криогенные конструкции в основном изготавливали из медных сплавов, прежде всего латуней. В последнее время их потребление сократилось за счет расширения использования сталей и алюминиевых сплавов. Сокращение обусловлено дефицитностью меди, специфическим коррозионным растрескиванием латуней, а также освоением технологии производства сварных конструкций из аустенитных сталей и алюминиевых сплавов. В настоящее время аустенитные нержавею-

щие стали и алюминиевые сплавы являются основными материалами для изготовления криогенного оборудования. Из-за дефицитности никеля в последние годы алюминиевые сплавы начинают все чаще заменять нержавеющей стали. Применение титановых сплавов в криогенной технике ограничивается их высокой стоимостью и склонностью к воспламенению в кислороде.

Таким образом, основой при выборе материалов являются назначение и условия работы конструкции. Важную роль играет опыт конструирования и эксплуатации изделий данного профиля, уровень технологии производства и контроля, а также экономические соображения. При выборе материала большое значение имеет составление программы испытаний.

Использование по методу аналогии материалов, ранее зарекомендовавших себя в подобных машинах, вполне допустимо, но может привести, с одной стороны, к отказу от совершенствования конструкций, с другой — к повторению уже сделанных ошибок. Конструктор должен ясно представлять себе причины использования данного материала, возможности его замены, технологические особенности производства и методы контроля изделий.



БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Александров В. В., Борзяк А. Н., Новиков И. И. — В кн.: Физико-механические и теплофизические свойства металлов/Под ред. Н. Н. Рыкалина. М.: Наука, 1976, с. 22—31.
2. Лившиц Б. Г., Крапошин В. С., Липецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1980. 320 с.
3. Кожеевников И. Г., Новицкий Л. А. Теплофизические свойства материалов при низких температурах: Справочник. М.: Машиностроение, 1982. 328 с.
4. Ho J. C., King L. B., Fickett F. R. — Cryogenics, 1978, № 5, p. 296—298.
5. Новикова С. И. Тепловое расширение твердых тел. М.: Наука, 1974. 291 с.
6. Агранович Я. С., Киви Э. А., Комяков А. П. и др. — Исследования в области термометрических и теплофизических измерений при низких температурах: Науч. тр./ВНИИФТРИ. М.: ВНИИФТРИ, 1975, № 21 (51), с. 71—74.
7. Степанов Г. А. — Химическое и нефтяное машиностроение, 1982, № 4, с. 18—21.
8. Richter F. — Arch. Eisenhüttenwes., 1977, № 4, S. 239—241.
9. Ильичев В. А., Попов В. П., Скибина Л. В., Черник М. М. — ФММ, 1978, № 2, с. 327—332.
10. Степанов Г. А., Захаров А. И., Грачева А. Н., Уралов А. С. — МнТОМ, 1977, № 2, с. 47—48.
11. Борзяк А. Н., Лепешкин Ю. Д., Новиков И. И., Цепяева Н. В. — В кн.: Физико-механические и теплофизические свойства металлов/Под ред. Н. Н. Рыкалина. М.: Наука, 1976, с. 59—60.
12. Харламов А. Г. Измерение теплопроводности твердых тел. М.: Атомиздат, 1973. 152 с.
13. Козинец В. В., Огнева Э. М., Злобинцев Г. М., Мерисов Б. А. — В кн.: Криогенная электродинамика и энергетика. Киев: Наукова думка, 1977, с. 44—50.
14. Береговой В. А. — В кн.: Термоциклическая обработка металлических материалов/Под ред. В. К. Федюкина. Л.: Наука, 1980, с. 105—107.
15. Вигли Д. А. Механические свойства материалов при низких температурах. М.: Мир, 1974. 373 с.
16. Екобори Т. Научные основы прочности и разрушения материалов: Пер. с англ. Киев: Наукова думка, 1978. 352 с.
17. Гордон Д. Почему мы не проваливаемся сквозь пол: Пер. с англ. М.: Мир, 1971. 272 с.
18. Красовский А. Я. Хрупкость металлов при низких температурах. Киев: Наукова думка, 1980. 335 с.
19. Иванова В. С. Разрушение металлов. М.: Металлургия, 1979. 167 с.
20. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов. М.: Машиностроение, 1974. 472 с.
21. Георгиев М. Н., Догадушкин В. Ю., Межова Н. Я., Строк Л. П. — Заводская лаборатория, 1981, № 8, с. 81—86.
22. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Классификация видов поверхностей разрушения (изломов) металлов. М.: Издательство стандартов СССР, 1979. 45 с.
23. Маслов Л. И., Солнцев Ю. П., Кривцов Ю. С., Федорова О. А., Замолодчиков О. Г. — Изв. АН СССР, 1983, № 6, с. 31—34.
24. Ботвина Л. Р., Клевцов Г. В., Маркочев В. М., Бобринский А. П. — Проблемы прочности, 1982, № 7, с. 27—30.

25. Броек Д. Основы механики разрушения. М.: Высшая школа, 1980. 368 с.
26. Финкель В. М. Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
27. Георгиев М. Н. Вязкость малоуглеродистых сталей. М.: Металлургия, 1973. 224 с.
28. Махутов Н. А. — Заводская лаборатория, 1981, № 9, с. 78—81.
29. Партон В. З., Морозов Е. М. Механика упруго-пластического разрушения. М.: Наука, 1974. 416 с.
30. Махутов Н. А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. М.: Машиностроение, 1981. 272 с.
31. Rice J. R. — J. Appl. Mech.-Trans. ASME, 379, 1968, p. 34—38.
32. Панасюк В. В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. Киев: Наукова думка, 1968. 246 с.
33. Черепанов Г. П. Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974. 640 с.
34. Махутов Н. А., Морозов Е. М. — Заводская лаборатория, 1982, № 2, с. 105—109.
35. Гуляев А. П., Ефимова Т. П. — Проблемы прочности, 1981, № 9, с. 91—93.
36. Райс Д. Р., Леви Н. — В кн.: Физика прочности и пластичности. М.: Металлургия, 1972, с. 241—258.
37. Kaufmann J. — Trans. ASME. J. Eng. Mater. and Technol., 1981, 103, № 2, p. 133—141.
38. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. М.: Металлургия, 1979. 176 с.
39. Романив О. Н. — Физико-химическая механика материалов, 1981, № 4, с. 28—45.
40. Curry D. A. — Nature, 1978, № 5683 (276), p. 50—51.
41. Видулин А. В., Овчинникова Л. В., Коджаспиров Г. Е. — В кн.: Термоциклическая обработка металлических изделий/Под ред. В. К. Федюкина. Л.: Наука, 1982, с. 65—68.
42. Самсонов Г. В. Датчики для измерения температур в промышленности. Киев: Наукова думка, 1972. 223 с.
43. Стасюк С. З., Земцов М. П. — В кн.: Механические испытания конструкционных сплавов при криогенных температурах/Под ред. В. Т. Трощенко. Киев: Наукова думка, 1982, с. 5—18.
44. Зиновьев М. В., Колыбаев Л. К., Москаленко В. А. — Приборы и техника эксперимента, 1971, № 1, с. 225—226.
45. Кривцов Ю. С., Вишневский А. Р., Солнцев Ю. П., Шутов А. И. — В кн.: Машины и аппараты холодильной, криогенной техники и кондиционирования воздуха. Л.: Ленинградский технологический ин-т им. Ленсовета, 1980, с. 161—168.
46. Солнцев Ю. П., Замятин М. М., Ежов А. А. и др. — Заводская лаборатория, 1980, № 12, с. 1139—1141.
47. Солнцев Ю. П., Замятин М. М., Ежов А. А. — ФХММ, 1980, № 5, с. 46—48.
48. Трощенко В. Т. Прочность металлов при переменных нагрузках. Киев: Наукова думка, 1978. 176 с.
49. Чудновский А. Д., Рафалович И. М. — Заводская лаборатория, 1975, № 7, с. 869—872.
50. Стрижало В. А., Зинченко А. И. — В кн.: Механические испытания конструкционных сплавов при криогенных температурах. Киев: Наукова думка, 1982, с. 146—157.
51. Медведев Е. М. — Криогенная и вакуумная техника, 1974, вып. 4, с. 34—36.

52. Демчук И. С., Крахмалев В. И., Лебедев Д. В. — МиТОМ, 1979, № 7, с. 52—56.
53. Георгиев М. Н., Межова Н. Я., Пирусский М. В., Строк М. П., Тарасова Т. И. — Заводская лаборатория, 1980, № 11, с. 1041—1044.
54. Томенко Ю. С., Пащенко А. А., Дробкова И. Н., Христенко И. Н. — Проблемы прочности, 1977, № 9, с. 73—75.
55. Новиков Н. В., Лебедев А. А., Ковальчук Б. И. Механические испытания конструкционных материалов при низких температурах. Киев: Наукова думка, 1974. 191 с.
56. Лебедев Д. В. Конструктивная прочность криогенных сталей. М.: Металлургия, 1976. 264 с.
57. Викулин А. В. — Заводская лаборатория, 1983, № 2, с. 69—72.
58. Лысый В. К. — Заводская лаборатория, 1978, № 11, с. 1379—1382.
59. Ярема С. Я. — Физико-химическая механика материалов, 1981, № 4, с. 100—110.
60. Кох П. И. Надежность горных машин при низких температурах. М.: Недра, 1972. 192 с.
61. Попов К. В., Савицкий В. Г. Низкотемпературная хрупкость стали и деталей машин. М.: Машиностроение, 1969. 192 с.
62. Григорьев Р. С., Иванов Е. Е., Степанов В. П., Ишков А. М. — В кн.: Работоспособность техники в условиях климатических низких температур. Якутск: Якутский филиал СО АН СССР, 1978, с. 19—25.
63. Кудин В. Г. — В кн.: Работоспособность техники в условиях климатических низких температур: Науч. тр./Якутский филиал СО АН СССР. Якутск: Якутский филиал СО АН СССР, 1978, с. 34—43.
64. Honeyscombe R. W. K. — Solid Mech. Arch. Solid Mech. Div. Univ. Waterloo, 1976, № 1, p. 27—48.
65. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1977. 648 с.
66. Зикеев В. Н. — МиТОМ, 1979, № 4, с. 5—8.
67. Попов К. В. Стали для условий Севера. М.: Машиностроение, 1978. 36 с.
68. Smith Y., Coldren A., Cryderman R. — Symposium on toward improved ductility and toughness, Kyoto, Japan, Oct., 25—26, 1971, p. 127.
69. Жукова Е. Н., Фонштейн Н. М. — Сталь, 1981, № 5, с. 66—70.
70. Шалимов А. Г. — МиТОМ, 1977, № 7, с. 36—37.
71. Wilson A. D. — Metall Progr., 1982, v. 121, № 5, p. 41—46.
72. Архаров В. И., Долженков Ф. Е., Казаков А. А. и др. — Производство толстолистовой стали. М.: Металлургия 1979, № 3, с. 5—8.
73. Казаков А. А., Новик В. И., Овчинников Н. А. и др. — Изв. АН СССР. Металлы, 1981, № 2, с. 198—200.
74. Кухтин М. В., Черемных В. П. — МиТОМ, 1980, № 10, с. 15—18.
75. Бутко Н. И., Навроцкий И. В., Сокольский Ю. З. — МиТОМ, 1973, № 11, с. 6—9.
76. Абабков В. Т., Литвиненко Д. А., Карчевская Н. И. — МиТОМ, 1981, № 6, с. 54—56.
77. Johnson H. H. Phys. Steel Ind. Conf. ARS/AISI, Rethlehem, Oct. 5—7, 1981, New-York, 1982, p. 131—132.
78. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 182 с.
79. Лазько В. Г., Лазько В. Е., Овсянников Б. М. — Проблемы прочности, 1978, № 8, с. 32—34.
80. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращение в железе и стали. М.: Наука, 1977. 237 с.
81. Гольдштейн М. И., Фарбер В. М. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Металлургия, 1979, 207 с.

82. Мовчан Б. А., Демчишин А. В., Бадиленко Г. Ф. — Проблемы прочности, 1978, № 2, с. 61—64.
83. Проблемы разработки конструкционных сплавов/Под ред. Н. Вулкокка: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1980. 336 с.
84. Никитин В. Н., Яковлева Е. Ф. — МиТОМ, 1978, № 1, с. 15—18.
85. Филипенков А. А. Отливки из ванадийсодержащих сталей. М.: Машиностроение, 1982. 124 с.
86. Гольдштейн М. И. — МиТОМ, 1979, № 7, с. 2—5.
87. Горицкий В. М., Терентьев В. Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия, 1980. 207 с.
88. Прокопенко А. В. — Проблемы прочности, 1978, № 1, с. 56—59.
89. Иванова В. С., Терентьев В. Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 454 с.
90. Голованенко С. А., Матросов Ю. И. — МиТОМ, 1977, № 10, с. 29—35.
91. Krishnadev M. R., Cutler Z. R. — Metals Technol., 1981, v. 8, № 4, p. 142—149.
92. Полякова И. И., Устиловский С. Я., Никитин В. Н., Лазько В. Г. — МиТОМ, 1981, № 7, с. 3—5.
93. Колдрен А., Михелич Дж. — МиТОМ, 1977, № 7, с. 44—47.
94. Новожилова Н. И., Малышев Г. Н., Хотешров В. Г. — Проблемы прочности, 1981, № 6, с. 89—93.
95. Ландер Х., Михелич Дж. — МиТОМ, 1977, № 7, с. 47—51.
96. Подуст А. Н., Андреев А. К., Солнцев Ю. П., Коджаспиров Г. Е. — В кн.: Прочность материалов и конструкций при низких температурах. Киев: ИПП АН УССР, 1982, с. 64.
97. Степанов Г. А. — Химическое и нефтяное машиностроение, 1969, № 9, с. 33—35.
98. Ковнеристый Ю. К. — МиТОМ, 1969, № 9, с. 21—23.
99. Потак Я. М. Высокопрочные стали. М.: Металлургия, 1972. 215 с.
100. Коган Е. С., Потак Я. М., Сачнов В. В. и др. — МиТОМ, 1971, № 10, с. 49—53.
101. Стали и сплавы криогенной техники/Под ред. К. А. Ющенко. Киев: Наукова думка, 1972, с. 43—49.
102. Перкас М. Д. — МиТОМ, 1968, № 6, с. 19—22.
103. Фельдгандлер Э. Г., Савкин Л. Я. — МиТОМ, 1975, № 9, с. 27—29.
104. Кучерявый В. И., Ульянов Н. В. — МиТОМ, 1971, № 4, с. 37—38.
105. Мирский А. Л., Скаков Ю. А., Сорокина Н. А. — МиТОМ, 1977, № 7, с. 11—14.
106. Сорокина Н. А., Шлямнев А. П., Григорьева Т. М. — В кн.: Качественные стали и сплавы. М.: Металлургия (МЧМ СССР), 1977, № 4, с. 81—85.
107. Степанов Г. А., Шлямнева И. А., Кореневкин В. Г. — В кн.: Актуальные вопросы сварки в криогенном машиностроении. Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979, с. 117—122.
108. Анисимова М. М., Шахназаров Ю. В., Белякова К. А. и др. — Оптимизация металлургических процессов/Под ред. Ю. П. Солнцева. М.: Металлургия, 1971, вып. 5, с. 81—84.
109. Анисимова М. С., Шахназаров Ю. В., Шульман В. М., Мелькумов И. Н. — МиТОМ, 1971, № 11, с. 50—53.
110. Ющенко К. А., Пустовит А. И., Антропов Н. П. и др. — В кн.: Проблемы сварки в криогенном машиностроении/Под ред. К. В. Ющенко. Киев: Наукова думка, 1974, с. 83—87.
111. Банных О. А., Ковнеристый Ю. К. Стали для работы при низких температурах. М.: Металлургия, 1969. 191 с.
112. Степанов Г. А., Лоханкина Л. К. Новые стали в криогенной технике. М.: ЦИНТИХнефтемаш, 1977. 52 с.

114. Пагута П., Тотевова А., Гиспецкая Л., Мазанец К. — МиТОМ, 1980, № 2, с. 36—37.
115. Boussel P. — Molybdenum Mosaic, 1979, v. 4, № 1, p. 2—8.
116. Старцев В. И., Ильичев В. Я., Пустовалов В. В. Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах. М.: Металлургия, 1975. 328 с.
117. Калачев М. И., Сурин В. М. — Изв. АН БССР, Серия физ.-техн. наук, 1971, № 3, с. 34—38.
118. Ющенко К. А., Старцев В. И., Ильичев В. Я. и др. — Проблемы прочности, 1970, № 10, с. 113—115.
119. Werner S., Herrman D. — Zeitschrift der Metallkunde, 1972, № 10, S. 654—660.
120. Прочность деформированных металлов/Под ред. Г. Г. Максимова. Киев: Наукова думка, 1976. 272 с.
121. Степанов Г. А., Морозов В. Н., Киви Э. А. — Сварочное производство, 1977, № 12, с. 42—43.
122. Виноградова Н. В., Рудман В. А., Потапов В. В. и др. — В кн.: Высокопрочные немагнитные стали/Под ред. О. А. Банных. М.: Наука, 1978, с. 126—130.
123. Ющенко К. А. — Автоматическая сварка, 1975, № 1, с. 7—11.
124. Ульянин Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы. М.: Металлургия, 1980. 208 с.
125. Новиков Н. В., Степаненко В. А., Засимчук Е. Д., Значковский О. Я. — Проблемы прочности, 1973, № 12, с. 28—34.
126. Козлов Ю. И. Изготовление днищ на обкатных машинах. М.: Машиностроение, 1982. 190 с.
127. Грикуров Г. Н., Гагнидзе И. П., Тавадзе Ф. Н. — Металловедение и коррозия металлов, 1980, № 6, с. 53—63.
128. Ильичев В. Я., Чернецкий В. К., Новиков Н. М. — Проблемы прочности, 1973, № 5, с. 122—124.
129. Симонова Т. Н., Усова Л. Ф., Гордиенко Л. К. — МиТОМ, 1977, № 8, с. 72—74.
130. Гришаков С. В. — Проблемы прочности, 1974, № 10, с. 113—116.
131. Степанов Г. А. — В кн.: Структура и свойства немагнитных сталей. М.: Наука, 1982, с. 142—148.
132. Иванова В. С., Ботвина Л. Р., Сапрыкин Ю. В. — Проблемы прочности, 1976, № 6, с. 34—37.
133. Poboril F. — Hutnika listy, 1972, v. 27, № 6, s. 407—411.
134. Yoshimura H. — Trans. Iron and Steel Inst. Japan, 1976, v. 16, № 2, p. 98—105.
135. Грикуров Г. Н., Тавадзе Ф. Н., Антропов Н. П., Сухотин А. Н. — Металлы, 1975, № 1, с. 99—106.
136. Грикуров Г. Н., Петров Ю. Н., Рыжков Ю. Т. — Физика металлов и металловедение, 1979, т. 48, № 3, с. 660—662.
137. Степанов Г. А., Лоханкина Л. К. — Сварочное производство, 1977, № 8, с. 29—31.
138. Tobler R. L., McHenry H. J., Reed R. P. — Advances in Cryogenic Engineering, 1978, v. 24, p. 560—572.
139. Остап О. П., Ярема С. Я., Ющенко К. А. и др. — Физико-химическая механика материалов, 1977, т. 13, № 6, с. 57—61.
140. Ботвина Л. Р., Клевцов Г. В., Козлов П. М., Степанов Г. А. — Физика металлов и металловедение, 1982, т. 54, вып. 3, с. 508—511.
141. Таратынов В. П., Елютин О. П. — Сталь, 1969, № 8, с. 743—745.
142. Прецизионные сплавы: Справочник/Под ред. Б. В. Молотилова.
143. Кошелев П. Ф. Механические свойства сплавов для криогенной техники. М., Машиностроение, 1971, 368 с.

- 2-е изд., переработ. и доп. М.: Металлургия, 1983. 439 с.
144. Фридляндер И. Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М.: Металлургия, 1979. 208 с.
 145. Алюминий: Пер. с англ./Под ред. А. Р. Туманова, Ф. И. Квасова, И. Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1972. 664 с.
 146. Алюминиевые сплавы. Промышленные деформируемые, спеченные и литейные алюминиевые сплавы: Справочное руководство/Под ред. Ф. И. Квасова, И. Н. Фридляндера. М.: Металлургия, 1972. 552 с.
 147. Алюминиевые сплавы (свойства, обработка, применение): Справочник/Под ред. Х. Нильсена, В. Хуфнагеля, Г. Ганулиса: Пер. с нем. М.: Металлургия, 1979, 680 с.
 148. Степанов Г. А., Баранов Н. С. — Химическое и нефтяное машиностроение, 1967, № 1, с. 28—30.
 149. Степанов Г. А., Шлямнева И. А. — Строительство трубопроводов, 1970, № 10, с. 7—8.
 150. Соломоник Е. Я., Феоктистова Л. Ф., Бондарева Е. П. — Технология легких сплавов, 1976, № 10, с. 72—85.
 151. Смирягин А. П., Смирягина Н. А., Белова А. В. Промышленные цветные металлы и сплавы. М.: Металлургия, 1978. 488 с.
 152. Гудков С. И. Механические свойства промышленных цветных металлов при низких температурах. М.: Металлургия, 1971. 304 с.
 153. Солнцев Ю. П., Степанов Г. А. Материалы в криогенной технике: Справочник. Л.: Машиностроение, 1982. 314 с.
 154. Разрушение. Т. I. Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения/Под ред. Г. Либовица. М.: Мир, 1973. 368 с.
 155. Иванов Б. А. Безопасность применения материалов в контакте с кислородом. М.: Химия, 1974. 288 с.
 156. Беляков В. П. Криогенная техника и технология. М.: Энергия, 1982. 142 с.
 157. Prasad Y. D., Sastry D. H., Vasu K. J. — Trans. Indian Inst. Metals, 1969, v. 22, № 4, p. 1—3.
 158. Постников Н. С. Коррозионностойкие алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1976. 301 с.
 159. Hart R. M. — Metal Progress, 1974, v. 105, № 4, p. 41—44.
 160. Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением. М.: Металлургия, 1975. 102 с.
 161. Ищенко А. Я., Саенко М. И., Яворская М. Г. и др. — Проблемы прочности, 1975, № 6, с. 198—112.
 162. Стрижало В. А. Циклическая прочность и ползучесть металлов при малоцикловом нагружении в условиях высоких и низких температур. Киев: Наукова думка, 1978. 238 с.
 163. Степанов Г. А., Ибатуллин Р. Л., Калинина А. П. и др. Влияние дефектов сварки на работоспособность сварных соединений алюминиевых сплавов. М.: ЦИНТИхимнефтемаш, 1980. 62 с.
 164. Фридман Я. Б., Зилова Т. К., Новосильцева Н. И. — ДАН СССР, 1967, т. 174, № 3, с. 572—575.
 165. Козут Н. С. — Митом, 1979, № 7, с. 49—51.
 166. Ибатуллин Р. Л., Степанов Г. А., Фильдджан Р. П. — Сварочное производство, 1978, № 1, с. 37—38.
 167. Цвиккер У. Титан и его сплавы. М.: Металлургия, 1979. 512 с.
 168. Колачев Б. А. Физическое металловедение титана. М.: Металлургия, 1976. 184 с.
 169. Моисеев В. Н. — Митом, 1980, № 7, с. 29—34.
 170. Борисова Е. А., Кириченко Н. И. — Митом, 1979, № 2, с. 56—57.
 171. Степанов Г. В., Ковалев Б. А. — Проблемы прочности, 1980, № 5, с. 47—49.

172. *Колачев Б. А., Ливанов В. А., Буханова А. А.* Механические свойства титана и его сплавов. М.: Металлургия, 1974. 544 с.
173. *Глазунов С. Г., Моисеев В. Н.* Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 368 с.
174. Технология электрической сварки металлов и сплавов плаванием/ Под ред. акад. Б. Е. Патона. М.: Машиностроение, 1974. 768 с.
175. *Хряпин В. Е., Лакедемонский А. В.* Справочник паяльщика. М.: Машиностроение, 1974. 328 с.
176. *Пастухова Ж. П., Рахштадт А. Г.* Пружинные сплавы меди. М.: Металлургия, 1978. 336 с.
177. *Ватрушин Л. С., Осинцев В. Г., Козырев А. С.* Бескислородная медь. М.: Металлургия, 1982. 192 с.
178. *Стрижало В. А., Зинченко А. И., Черный А. А.* — Проблемы прочности, 1979, № 10, с. 94—96.
179. *Лебедев А. А., Чечин Э. В.* — Проблемы прочности, 1980, № 4, с. 32—34.
180. *Чечин Э. В.* — В кн.: Прочность материалов и конструкций при низких температурах. Киев: ИПП АН УССР, 1982, с. 84.
181. *Махутов Н. А., Романов А. Н.* — МнТОМ, 1977, № 10, с. 23—24.
182. *Кривцов Ю. С., Солнцев Ю. П., Шутов И. А.* — В кн.: Актуальные вопросы сварки в криогенном машиностроении. Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1979, с. 175—179.

Юрий Порфирьевич СОЛНЦЕВ
Георгий Александрович СТЕПАНОВ

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ
И СПЛАВЫ ДЛЯ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР

Редактор издательства *Т. А. Дьяконова*
Художественный редактор *Ю. И. Смурыгин*
Технический редактор *М. И. Воскобойникова*
Корректоры *Ю. И. Королева, Н. П. Собко*

ИБ № 1892

Сдано в набор 12.02.85. Подписано в печать 25.04.85. Т-10548. Формат бумаги 84×108¹/₃₂. Бумага типографская № 1. Гарнитура литературная. Печать высокая. Усл. печ. л. 14,28. Усл. кр.-отт. 14,28. Уч.-изд. л. 16,63. Тираж 4500 экз. Заказ № 128. Цена 2 р. 50 к. Изд. № 0243

Ордена Трудового Красного Знамени издательство «Металлургия»
119857 ГСП, Москва, Г-34, 2-й Обыденский пер., д. 14

Владимирская типография Союзполиграфпрома при Государственном комитете СССР по делам издательств, полиграфии и книжной торговли
600000, г. Владимир, Октябрьский проспект, д. 7

**Заказывайте книги
в издательстве «Металлургия»!**

Вам предлагаются книги выпуска 1986 г., заказы на которые принимает только издательство «Металлургия». Книготорговые организации и библиотечные организации заказы на эти книги не принимают. В продажу через книжные магазины они не поступят.

По мере выхода книг из печати Вы получите их наложенным платежом из магазина «Книга-почтой» № 93 через местное почтовое отделение.

Заказы направляйте по адресу: 119857, ГСП, Москва, 2-й Обыденский пер., д. 14. Отдел распространения.

Заказы принимаются до 15 ноября 1985 г.

- БИРЕЕВ А. М. Непрерывные сталеплавильные процессы. 10 л. 60 к.
ГЛОВАЦКИЙ А. Б. Внедоменная десульфурация чугуна. 12 л. 65 к.
ГОЛЬДШТЕЙН Я. Е., МИЗИН В. Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. 20 л. 3 р.
ДЕЛИМАРСКИЙ Ю. К. Теоретические основы электролиза ионных расплавов. 18 л. 2 р. 70 к.
ДОРОФЕЕВ Ю. Г., МАРИНЕНКО Л. Г., УСТИМЕНКО В. И. Конструкционные порошковые материалы и изделия. 10 л. 55 к.
КАРАБАСОВ Ю. С., ЧИЖИКОВА В. М. Физико-химия восстановления железа из оксидов. 15 л. 2 р. 30 к.
КЛЯЧКО Л. И., УМАНСКИЙ А. М., БОБРОВ В. Н. Оборудование и оснастка для формования порошковых материалов. 20 л. 1 р. 10 к.
КОНОВАЛОВ Р. П. Слиток кипящей стали. 12 л. 65 к.
КОПЕЙКИН В. А., КЛИМЕНТЬЕВА В. С., КРАСНЫЙ Б. Л. Огнеупорные растворы на фосфатных связующих. 10 л. 55 к.
КРИЧЕНЦОВ Е. А., ЩЕЛОКОВ Я. М. Теплоэнергетик сталеплавильного производства. 8 л. 40 к.
ЛИНЧЕВСКИЙ Б. В. Термодинамика и кинетика взаимодействия газов с жидкими металлами. 15 л. 2 р. 30 к.
МАРЧЕНКО И. К. Полунепрерывное литье стали. 18 л. 1 р.
МОЖАРЕНКО Н. М., ГАВРИЛОВ Е. Е., БУЗОВЕРЯ М. Т. Газовщик доменной печи. Технологические основы доменного производства. 13 л. 70 к.
Огнеупоры для МНЛЗ. Сб. научн. трудов. Пер. с нем. 15 л. 1 р.