

УДК 621.778.26:20.172.251.2

DOI 10.21661/r-559448

*Дин Кай Цзянь*

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ  
СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ, НЕ СВЯЗАННЫЕ С ПРЕТЕРПЕВАЮЩИМИ  
ПОЛИМОРФНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ**

*Аннотация:* в статье рассмотрены закономерности, не претерпевающие полиморфного превращения в жаропрочных сталях и сплавах. Разбираются и описываются основные теоретические положения, которые используются для анализа самых разнообразных технологических процессов, протекающих в жаропрочных сталях и сплавах. Излагаются технологические процессы кристаллизации различных сплавов, процессы образования и распада аустенита и образования новых фаз при различных операциях химико-термической обработки. По разбираемым вопросам широко применены обширные экспериментальные данные, которые позволяют оценить и проверить достоверность теоретических выводов.

*Ключевые слова:* ползучесть обратимая, низкотемпературная диффузия, высокотемпературная диффузия, полиморфное превращение, разрушение отрывом, разрушение сколом, хрупкое разрушение, вязкое разрушение, порог хладноломкости, характер излома.

*Ding Kai Jian*

**STRUCTURE OF HEAT-RESISTANT STEELS AND ALLOYS –  
PHASE TRANSITIONS, INDEPENDENT OF UNDERGOING  
POLYMORPHIC TRANSFORMATION**

***Abstract:** this paper discusses the rule that polymorphic transformation does not occur in heat-resistant steels and alloys. The basic theoretical principles used to analyze the most diverse processes occurring in heat resistant steels and alloys have been analyzed and described. The crystallization process of various alloys, the formation and decomposition of austenite, and the new phase formed during various operations of chemical-heat treatment are described. Extensive experimental data has been widely used to address the issues discussed, which allows us to evaluate and verify the reliability of theoretical conclusions.*

Key words: reversible creep flow, low temperature, high temperature, diffuse, polymorphic transformation, cleavage fracture, scabbing fracture, brittle fracture, viscous fracture, cold-shortness threshold, fracture pattern.

*Введение*

Условия эксплуатации машин и механизмов, агрегатов и изделий, установок в ряде промышленных отраслей, определяющих уровень технического развития страны, характеризуются повышенными или высокими температурами.

Это энергетика, транспорт, нефтехимическое производство, авиация, ракетостроение и космическая промышленность. При высоких температурах работают детали котлов, газовых турбин, реактивных двигателей, атомных реакто-

ров и др. Их эксплуатация невозможна без применения специальных материалов, сохраняющих необходимую прочность при нагреве – жаропрочных.

Отказ деталей и агрегата из жаропрочных сталей и сплавов, – разрушение или недопустимая деформация, наступает вследствие ползучести материала – деформация под действием постоянных напряжений и температуры.

Классическая кривая ползучести (рис.1) состоит из трех участков, соответствующих трем стадиям. Первая стадия (ab) – неустановившаяся ползучесть – скорость деформации снижается во времени; вторая стадия (bc) – установившаяся ползучесть – скорость деформации постоянна; третья стадия (cd) – стадия разрушения; скорость деформации возрастает, образуются межзеренные трещины [9], и процесс заканчивается разрушением (точка d).

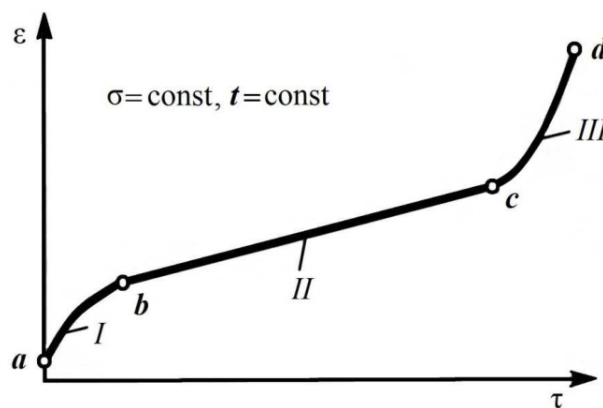


Рис. 1. Кривая ползучести: 1 – неустановившаяся стадия;  
2 – установившаяся стадия; 3 – стадия разрушения

Однако характер ползучести (обратимая, низкотемпературная, высокотемпературная и диффузионная [1, 2, 3 и др.]) и, соответственно, характер разру-

шения, а также вид кривой ползучести могут заметно отличаться в зависимости от температуры и приложенных напряжений.

При обратимой и низкотемпературной ползучести разрушение не происходит даже при весьма длительных выдержках. Диффузионная ползучесть вызывает катастрофическое разрушение [3], эксплуатация материала в таких условиях не допустима. Для реальных конструкций, эксплуатируемых при высоких температурах, наиболее важной является высокотемпературная ползучесть материалов. Однако и в этом случае характер разрушения материала может быть существенно различен.

Цели работы:

- аналитическая оценка вида ползучести жаропрочного материала в зависимости от температуры и приложенных напряжений;
- это позволит на стадии проектирования оптимизировать условия эксплуатации изделий и агрегата;
- оценка характера разрушения жаропрочных сталей и сплавов в зависимости от температуры испытаний.

*Методика проведения исследований*

В качестве объектов исследования были выбраны:

- проволока из аустенитной коррозионностойкой стали типа 18–10 (химический состав, % масс.: 0.14 – 0.21 C; 1.7 – 2.3 Si; 2.5 – 3.5 Mn; 17.0 – 19.0 Cr; 8.5 – 9.5 Ni; 0.16 – 0.26 N);

– жаропрочный сплав на основе хрома ВХ4 (химический состав, % масс.: 31 – 35 Ni; 1 – 3 W; 0.1 – 0.4 V; 0.05 – 0.3 Ti; примеси, не более – 0.08 O; 0.04 N; 0.5 Fe; 0.08C;  $\sum$  Al, Si – 0.2; хром – основа).

Проволоку из стали типа 18–10 диаметром 1.2 мм использовали для определения вида ползучести – низко – или высокотемпературной, исходя из следующих соображений. Сталь является аустенитной и не претерпевает полиморфных превращений при нагреве и охлаждении. Проволока (по ТУ 14 – 1 – 5367 – 98) поставляется в наклепанном состоянии с высокой степенью деформации ( $\approx 80\%$ ),  $\sigma_{\text{в}} = 1570 \dots 1770$  МПа, относительное удлинение  $\delta$  не менее 0.5%. Изменения свойств наклепанного металла или их сохранение неизменными под воздействием температуры и напряжений позволяет определить произошли или нет явления возврата и рекристаллизации, т.е. определить вид ползучести. Ползучесть в низкотемпературной области не должна изменить свойств, так как в этой области не происходит явлений возврата. Напротив, при высокотемпературной ползучести свойства наклепанного металла должны меняться, так как металл претерпевает возврат и частично рекристаллизацию. Эти изменения методически легко выявить – измерениями твердости.

Нагрев проводили в печи ПН – 34, контроль и регулировку температуры осуществляли с помощью хромель – копелевой термопары и прибора КСП – 0.5 (регулировка с точностью 0.5%).

Касательные ( $\tau$ ) и нормальные ( $\sigma$ ) напряжения для схемы поперечного изгиба детали круглого сечения (такая схема наиболее близка к условиям намотки проволоки) определяются следующим образом [5]:

$$\tau_{\max} = \frac{4}{3} \frac{P}{\pi r^2} \quad (1)$$

где  $P$  – усилие намотки;  $r$  – радиус проволоки;

-  $\sigma$  определяли, используя уравнение кривизны упругой линии ( $\rho$ ):

$$\frac{1}{\rho} = \frac{k M_{\text{изг}}}{EI} \quad (2)$$

где  $\rho$  – радиус кривизны упругой линии;  $M_{\text{изг}}$  – изгибающий момент;  $E$  – модуль упругости;  $I$  – момент инерции сечения;  $k$  – коэффициент, зависящий от условий нагружения.

$\rho \cong d/2$ , так как  $d \gg r$ ;  $d$  – диаметр оправки;  $r$  – диаметр проволоки (диаметр оправки значительно больше диаметра проволоки).

После преобразований уравнения (2) и деления обеих частей уравнения кривизны на момент сопротивления сечения  $W$ , получим:

$$\frac{EI}{\rho W} = \frac{k M_{\text{изг}}}{W} \quad (3)$$

Поскольку для круглого сечения  $I = 0.05r^4$ ;  $W = 0.1r^3$ ;  $\rho = d/2$  и  $\sigma = M_{\text{изг}}/W$ :

$$\frac{Er}{d} = K\sigma \quad (4)$$

т.е. нормальные напряжения тем больше, чем больше диаметр проволоки и меньше диаметр оправки.

Расчетные параметр для определения касательных напряжений (для них построена диаграмма ползучести): усилие намотки определяли диаметром

ДПУ – 0.1–2 с относительной погрешностью измерений 10%; диаметр проволоки – микрометром Mitutoyo – 293 (Япония) с погрешностью  $\pm 0.002$  мм.

Для определения характера ползучести проволоку нагревали до разных температур; напряжения создавали путем намотки проволоки на оправки с определенным усилием. Твердость проволоки в исходном состоянии, а также после нагрева и охлаждения измеряли методом Виккерса на приборе ПМТ – 3 (микротвердость) при нагрузке 2Н с использованием специального приспособления. Твердость определяли по средней величине пяти измерений с относительной погрешностью 2% с надежностью 0.95. Уменьшение твердости свидетельствовало о снижении свойств наклепанного металла, т.е. о развитии высокотемпературной ползучести.

Для определения характера низко- и высокотемпературного разрушения использовали жаропрочный сплав ВХ4 по следующим соображениям.

Сплав на основе тугоплавкого компонента – хрома (температура плавления  $1857^{\circ}\text{C}$ ) обладает высокой жаропрочностью. Это расширяет область высокотемпературной ползучести и поэтому позволяет выполнять измерения прочности в более широком диапазоне температур – ближе или дальше от области низкотемпературной ползучести. Это, в свою очередь, позволит более надежно выявить изменения в характере разрушения и вида излома.

Кроме методических соображений, было актуально изучение свойств сплава ВХ4, учитывая перспективность применения сплавов на основе хрома и практически полное отсутствие в литературе данных о свойствах этих сплавов, в отличие, например, от широко применяемых сплавов на никелевой осно-

ве [9, 14]. Сочетание жаропрочности и жаростойкости (за счет образования на поверхности изделий и агрегата при нагреве в окислительной атмосфере тонких пленок оксида хрома, предотвращающих металл от дальнейшего окисления [4]) делает сплавы на основе хрома уникальными, принципиально отличая их от жаропрочных сплавов и на никелевой основе, и на основе тугоплавких металлов, не обладающих жаростойкостью.

Жесткие ограничения к количеству примесей в сплаве определяются тем, что механические свойства тугоплавких металлов, к ним относится и хром, и сплавов на их основе весьма существенно зависят от их частоты – количества вредных примесей. Эти металлы активно взаимодействуют с кислородом, азотом, углеродом, образуя фазы внедрения, охрупчивающие тугоплавкие металлы и сплавы на их основе. Сплав ВХ4 необходимой чистоты получали методом вакуумного и последующего электрошлакового переплавов. Из полученных слитков горячим прессованием получали прутки диаметром 18 мм, их отжигали при 900°C, 16 часов (в таком состоянии сплавы эксплуатируют). Из этих прутков изготавливали образцы.

Предел прочности при растяжении и относительное удлинение без нагрева и при нагреве определяли на стандартных образцах диаметром 10 мм и расчетной длиной 50 мм на разрывной машине Schenck Trebel. на каждую температуру испытывали по 3... 5 образцов. Относительная погрешность не превышала 5% с надежностью 0.95. Ударную вязкость определяли на стандартных образцах с U – образным надрезом (KCU) на установке КМ – 5. На каждую температуру



испытывали не менее 5... 7 образцов. Относительная погрешность составила 10% с надежностью 0.95.

### *Результаты исследований и их обсуждение*

#### *Аналитическая оценка для вида ползучести*

В зависимости от температуры и уровня напряжений различают следующие виды ползучести: обратимая, низкотемпературная, высокотемпературная и диффузионная [3] (рис.2).

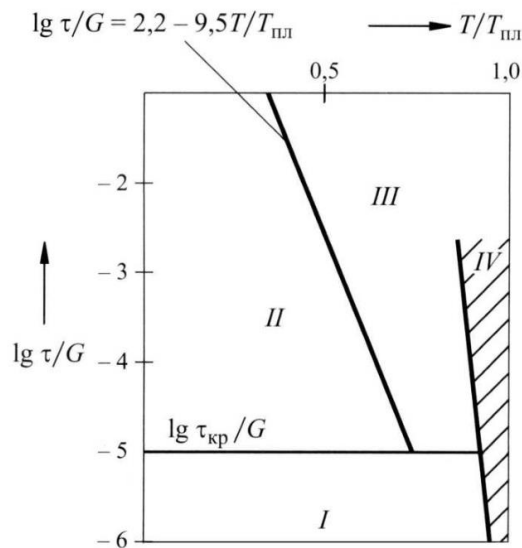


Рис. 2. Диаграмма ползучести: 1 – зона обратимой ползучести; 2 – зона низкотемпературной ползучести; 3 – зона высокотемпературной ползучести; 4 – зона диффузионной ползучести [6]

Обратимая ползучесть (зона I на рис. 2) развивается при малых напряжениях (меньше  $\tau_{кр}$ ), и деформация после снятия нагрузки исчезает. Эффект ползучести проявляется лишь в том, что деформация исчезает, эффект ползучести

проявляется лишь в том, что деформация исчезает не мгновенно после снятия нагрузки, а постепенно, с течением времени (рис. 3).

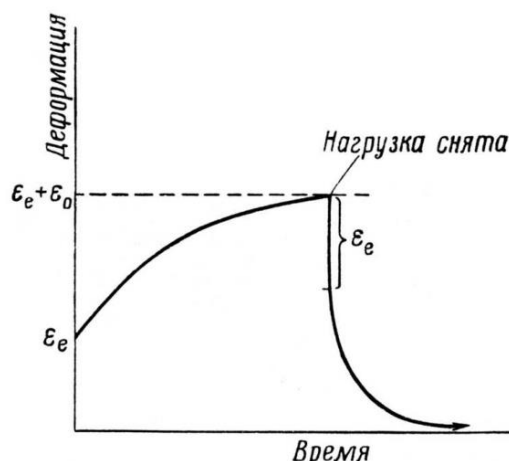


Рис. 3. Кривая обратимой ползучести:  $\epsilon_e$  – деформация, возникающая в момент приложения нагрузки;  $\epsilon_0$  – деформация, развивающаяся во времени [6]

Все остальные виды ползучести являются необратимыми: происходит пластическая деформация, после снятия нагрузки изменяются размеры и (или) форма образца (заготовки, изделия или агрегата).

Низкотемпературная ползучесть (зона II на рис.2) реализуется только за счет перемещения дислокаций, при температурах ниже температуры возврата [2, 3, 6]. Торможение дислокаций на границах зерен определяет малую скорость роста, а затем и затухание деформации (кривая АВ на рис. 4). Свойства сплава при низкотемпературной ползучести не изменяются.

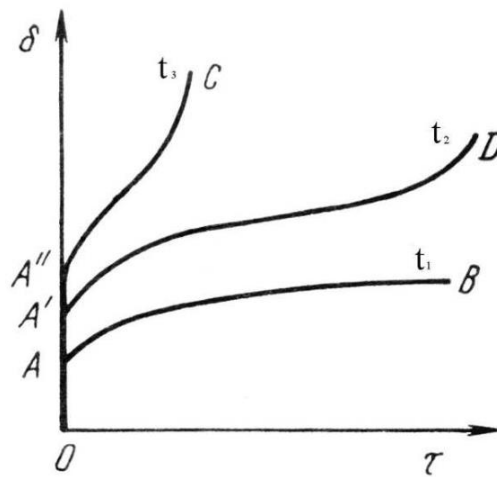


Рис.4. Кривая ползучести ( $t_1 < t_2 < t_3$ ) [3]

Кривая ползучести (кривая A'D на рис. 4) в высокотемпературной области (зона III на рис. 2) полностью соответствует «классической», представленной на рис. 1. Высокотемпературная ползучесть, в отличие от низкотемпературной, сопровождается перемещением не только дислокаций, но и относительным перемещением зерен – межзеренным скольжением [9]. В этой области меняется характер деформации и разрушения – по границам зерен, а не по телу зерна (транскристаллитное разрушение) [9, 15]. Это изменение механизма ползучести происходит (начинается) выше эквикогезивной [9] температуры – температуры, при которой прочность тела зерна и границ зерен одинакова [9, 15]. Изменение механизма ползучести, естественно, не происходит одномоментно, при достижении некоторой температуры, это развивается в интервале температур [9], т.е. имеется интервал эквикогезивной температуры (верхняя и нижняя граница).

Диффузионная ползучесть (зона IV на рис. 2) развивается при температурах, близких к температуре плавления ( $0.8... 0.9 T_{пл}$ ). Этот вид ползучести определяется не перемещением дислокаций или зерен, а направленной диффу-

зией атомов. При этом стадия установившейся ползучести сокращается или вообще отсутствует. В последнем случае неуставившаяся ползучесть заканчивается разрушением, минуя установившуюся ползучесть (кривая А"С на рис. 4). Эксплуатация металла в таких условиях недопустима.

Для получения аналитической зависимости вида ползучести от температуры и приложенных напряжений нами была выполнена аппроксимация прямой, разделяющей области низкотемпературной и высокотемпературной ползучести (области и на рис. 2). Это уравнение имеет следующий вид:

$$\lg \frac{\tau}{G} = 2.2 - 9.5 \frac{T}{T_{пл}} \quad (5)$$

где  $\tau$  – касательные напряжения (в настоящей статье касательные напряжения – результат намотки проволоки на оправки);  $G$  – модуль упругости при сдвиге;  $T$  и  $T_{пл}$  – температура (К) изотермической выдержки и плавления соответственно.

Можно предположить, что физический смысл полученного уравнения следующий. Прямая, распределяющая зоны низко – и высокотемпературной ползучести, является уравнением зависимости эквивалентной температуры (нижняя граница температурного интервала) от относительных напряжений ( $\tau/G$ ).

Если напряжение  $\tau$  на несколько порядков меньше предела упругости ( $\tau - \tau_{кр}$  и  $\tau/G \approx 10^{-5}$  – см. Рис. 2), то эквивалентная температура располагается в области высоких гомологических температур ( $\approx 0.7 T_{пл}$ ), что сопоставимо с температурой рекристаллизации твердых растворов [16]. При таких условиях развитие высокотемпературной ползучести будет происходить в основном за счет процессов возврата и рекристаллизации.

По мере увеличения напряжения ( $\tau$ ) эквикогезивная температура понижается (см. Рис. 2). При этом, чем выше температура приложения нагрузки по отношению к эквикогезивной, тем интенсивнее будет развиваться межзеренное проскальзывание. Зависимость эквикогезивной температуры от условий приложения нагрузки отмечается в литературе: от температуры и уровня напряжений [15] или скорости приложения нагрузки [9].

Полученное уравнение (5) позволяет определить теоретическое значение температуры, ниже которой высокотемпературная ползучесть не может реализоваться принципиально. Это эквикогезивная температура при напряжениях, соответствующих теоретическому пределу прочности ( $\tau_{\text{теор}}$ ).

$\tau_{\text{теор}} = G/2\pi$  и  $\tau_{\text{теор}}/G = 0.16$ , при этом эквикогезивная температура равна  $0.32T_{\text{пл}}$ . Отметим, что в работе [9] гомологическая температура, равная  $0.3T_{\text{пл}}$ , приводится как предельная – «низкая»; деформация ниже этой температуры сопровождается наклепом, т.е. высокотемпературной ползучести не происходит.

Полученная зависимость позволяет аналитически определить виды ползучести в зависимости от относительных касательных напряжений и ( $\tau/G$ ) и гомологической температуры ( $T/T_{\text{пл}}$ ):

- при  $\lg \tau/G \leq -5$  развивается обратимая ползучесть;
- при соблюдении неравенства  $-5 < \lg \tau/G \leq 2.2 - 9.5T/T_{\text{пл}}$  развивается низкотемпературная ползучесть;
- при  $\lg \tau/G > 2.2 - 9.5T/T_{\text{пл}}$  развивается высокотемпературная ползучесть.

Корректность полученной зависимости проверяли измерениями твердости проволоки после нагрева при температурах 520, 540 и 560°C. Использовали про-

волоку диаметром 1.2 мм, которую наматывали на оправки одинакового диаметра с усилием 360 Н, создавая тем самым одинаковое напряженное состояние.

Совместным решением уравнений (1) и (2) определяли условия, обеспечивающие развитие низкотемпературной ползучести – максимально допустимые усилия напряжения намотки проволоки ( $P_{\max}$ ) при выбранных температурах. При усилиях, меньших, чем вычисленные при совместном решении этих уравнений, но больших  $\tau_{кр}$ , будет развиваться низкотемпературная ползучесть. При больших – соответственно высокотемпературная.

Расчет усилий проводили, приняв следующие значения температуры плавления и модуля упругости:  $T = 1500^{\circ}\text{C}$  [7];  $G = 70$  ГПа [8].

По расчетам авторов, при принятом усилии намотки, равном 360 Н, изотермическая выдержка при 520 и 540 $^{\circ}\text{C}$  выполняется в зоне II – низкотемпературной ползучести и не должна вызывать снижения твердости (усилия, максимально допустимые для этих температур, по расчету равны 525 и 415 Н).

Повышение температуры до 560 $^{\circ}\text{C}$  должно привести к высокотемпературной ползучести. Максимальное расчетное усилие намотки при этой температуре, обеспечивающее низкотемпературную ползучесть, составляет 322 Н, тогда как намотка выполнялась с усилием 360 Н, т.е. при этом должно произойти снижение твердости проволоки.

Измерения твердости показали корректность наших допущений. Изотермическая выдержка продолжительностью 4 ч при 520 и 540 $^{\circ}\text{C}$  не изменила твердости проволоки, она осталась такой же, как и до нагрева (560... 580 HV). Повышение

температуры до 560 снизило твердости до 510... 530 HV, т.е. изменился характер ползучести: от низкотемпературной к высокотемпературной.

Полученные результаты, основанные на диаграмме ползучести (как, собственно, и сама диаграмма ползучести), справедливы только для жаропрочных сталей и сплавов, не претерпевающих полиморфного превращения.

Сопротивление ползучести определяется силой межатомных связей – чем они прочнее, тем медленнее развивается ползучесть (меньший угол наклона на установившемся участке кривой ползучести – см. Рис. 1). Силы межатомных связей характеризуются в первую очередь температурой плавления материала ( $T_{пл}$ ). Чем она выше, тем прочнее межатомные связи и соответственно сопротивление ползучести материала.

Это хорошо иллюстрируется диаграммой ползучести (см. Рис. 2). При конкретной температуре ( $T$ ) гомологическая температура –  $T/T_{пл}$  тем ниже, чем выше температура  $T/T_{пл}$ . Положение сплавы с высокой  $T/T_{пл}$  на диаграмме ползучесть наблюдается для этой температуры при более высоких напряжениях, т.е. материал менее склонен к ползучести.

Однако силы межатомных связей у металлов и сплавов с полиморфным превращением определяются температурой именно этого превращения, а не температурой плавления. При температурах, близких к температуре полиморфного превращения, усиливается диффузионная подвижность атомов, снижаются силы межатомных связей, нарушается стабильность структуры [9]. Это экспериментально показано в работе [10], в которой для инструментальных сталей и сплавов установлена зависимость температуры начала разупрочнения ( $T_{разупр}$ )

не от температуры плавления, а от температуры полиморфного ( $T_{\alpha \rightarrow \gamma}$ ) превращения:  $T_{\text{разупр}} = (0.7 - 0.8) T_{\alpha \rightarrow \gamma} \text{K}$ .

Прямым подтверждением этого положения является также существенно более низкая жаропрочность, вследствие более интенсивных процессов ползучести, титановых сплавов, претерпевающих полиморфное превращение (температура полиморфного  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения титана –  $882^\circ\text{C}$ ), чем однофазных никелевых (длительная прочность  $\sigma_{1000}$  при температуре  $600^\circ\text{C}$  титановых сплавов не превышает 50 МПа, никелевых достигает 250 МПа [11]). При том, что температура плавления титана заметно выше, чем никеля, соответственно  $1672$  и  $1453^\circ\text{C}$  [7].

#### *Механические свойства и характер разрушения в зависимости от температуры испытаний*

В макроскопических теориях различают два вида разрушения: отрыв в результате растягивающих напряжений и срез под действием касательных напряжений [3]. Отрыв соответствует хрупкому разрушению, он происходит без предварительной макропластической деформации (разрушению металла при любом механизме предшествует пластическая деформация, при хрупком – микропластическая). Разрушение срезом, в результате касательных напряжений, сопровождается значительной предварительной (перед разрушением) пластической деформацией [1, 2, 3, 6]. Для реальных металлов и сплавов, помимо этих идеальных случаев, может происходить разрушение по смешанному механизму – разрушению отрывом предшествует макропластическая деформация.



Характер разрушения реальных металлов и сплавов зависит от температуры испытаний (эксплуатации). Разрушение при температурах ниже порога хладноломкости происходит в основном путем отрыва – хрупкое. При температурах, превышающих порог хладноломкости, разрушению предшествует заметная пластическая деформация [16–19].

Для тугоплавких металлов характерны высокие температуры порога хладноломкости – значительно, на сотни градусов, выше нормальной ( $20^{\circ}\text{C}$ ) [4].

Результаты определения ударной вязкости в зависимости от температуры испытаний (рис. 5), выполненные для определения порога хладноломкости, показали, что испытания при температуре  $20^{\circ}\text{C}$  происходят ниже порога хладноломкости, испытания в пределах  $\approx 500... 1000^{\circ}\text{C}$  в интервале температур порога хладноломкости, при  $1000^{\circ}\text{C}$  и более – выше порога хладноломкости ( $T_{50} \approx 650^{\circ}\text{C}$ ).

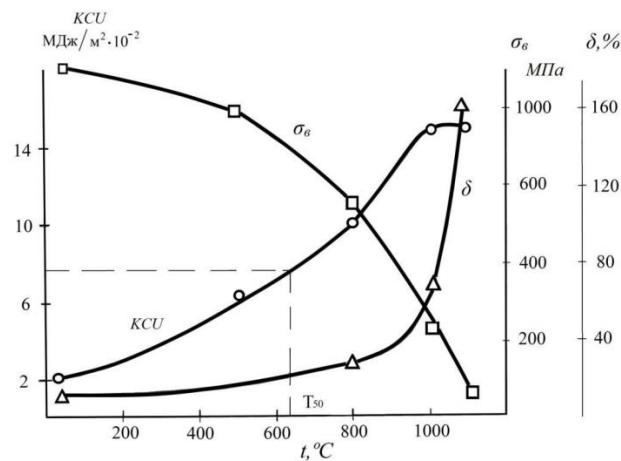


Рис. 5. Ударная вязкость в предел прочности сплава ВХ4Ш  
в зависимости от температуры

Различия в условиях испытаний определяют разницу величин пластической деформации и характера разрушения при испытаниях на растяжение. Снижение предела прочности при повышении температуры естественно, это определяется ослаблением межатомных связей. Темп падения прочности заметно увеличивается при нагреве выше  $500^{\circ}\text{C}$  (см. Рис. 5).

Характер разрушения образцов (рис. 6), полученный при разных температурах и в разных условиях, а именно, ниже порога хладноломкости ( $20^{\circ}\text{C}$ ), выше порога хладноломкости ( $1000^{\circ}\text{C}$ ), в интервале между этими температурами ( $800^{\circ}\text{C}$ ) практически идеально совпад с данными, приведенными во многих работах [3, 11, 12, 13 и др.].

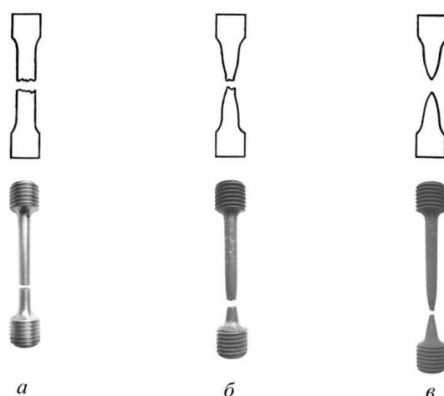


Рис.6. Разрушение при растяжении: а – хрупкое разрушение;  
б – хрупкое разрушение после образования шейки; в – вязкое разрушение  
в результате пластической деформации

Разрушение при  $20^{\circ}\text{C}$  происходит без видимых следов пластической деформации – шейки на образце нет, это хрупкое разрушение за счет нормальных напряжений (см. Рис. 6, а).

Разрушение при 1000°C можно считать вязким, оно произошло в результате только пластической деформации. При такой температуре сплав обладает сверхпластичностью, относительное сужение практически составляет 100% – шейка превращается в точку (см. Рис. 6, в). Это подтверждается изменениями относительно удлинение при испытаниях на растяжение, возрастающего практически скачкообразно (см. Рис. 5).

Разрушение при температуре 800°C имеет промежуточный характер. Оно происходит после предварительной пластической деформации (образуется шейка), а затем отрывом, вследствие уменьшения площади сечения (см. Рис.6, б).

### *Выводы*

1. На основе диаграммы ползучести установлена аналитическая зависимость, позволяющая определять вид ползучести в зависимости от условий нагружения – напряжений и температуры.

2. Полученная зависимость применима только для жаропрочных сталей и сплавов, не претерпевающих полиморфных превращений.

3. Определены порог хладноломкости жаропрочного сплава на основе хрома. Определены значения предела прочности и виды излома жаропрочного сплава на основе хрома.

4. Установлены различные механизмы разрушения сплава на основе хрома в зависимости от температуры, соотнесенной с порогом хладноломкости.

5. При температуре ниже порога хладноломкости наблюдается хрупкое разрушение; выше порога хладноломкости – вязкое, при этом относительное

сужение составляет 100%; в интервале температур порога хладноломкости – характер разрушения смешанный.

### ***Список литературы***

1. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел / Т. Екобори. – М: Металлургия, 1971. – 264 с.
2. Лиин Мак. Д. Механические свойства металлов / Д. Мак. Лиин. – М: Металлургия, 1965. – 432 с.
3. Золотаревский В.С. Механические испытания и свойства металлов / В.С. Золотаревский. – М: Изд-во МиСИС, 1998. – 400 с.
4. Материаловедение / под ред. Б.Н. Арзамасова, В.И. Мухина. – М: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 646 с.
5. Физическое материаловедение. Дефекты кристаллического строения механические свойства металлов и сплавов: Т. 3 / под ред. А. Кана. – М: Мир, 1968. – 484 с.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Т. 2 / под ред. Н.П. Ляпишева. – М: Машиностроение, 1996. – 514 с.
7. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы / А.Г. Рахштадт. – М: Металлургия, 1971. – 496 с.
8. Масленков С.Б. Жаропрочные стали и сплавы: Справочник / С.Б. Масленков. – М: Металлургия, 1988. – 191 с.
9. Металловедение и термическая обработка стали: справочник: Т. 2 / под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. – М: Машиностроение, 1983. – С. 293 – 318.

10. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф.Ф. Химушин. – М: Металлургия, 1976. – 748 с.
11. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. Деформация и разрушение: Т. 1 / Я.Б. Фридман. – М: Машиностроение. – 470 с.
12. Ван Флек. Теоретическое и прикладное материаловедение / Флек Ван. – М: Атомиздат. – 471 с.
13. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2 т. Т. 2 / под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К.: пер. с англ. Шалина Р.Е., – М: Металлургия, 1995. – 384 с.
14. Строение и свойства авиационных материалов / под ред. А.Ф. Белова, – М: Металлургия, 1989. – 367.
15. Гуняев А.П. Металловедение / А.П. Гуняев. – М: Металлургия, 1977. – 647 с.
16. Kremnev L.S., Svishchenko V.V., & Cheprasov D.P. (1998). Rate range of forming for grain bainite under decomposition of 20KH2NACH steel austenite // Metal Science and Heat Treatment, №5, pp. 17–19.
17. Кремнев Л.С. Определение концентрации углерода в мартенсите сталей по асимметрии линий / Л.С. Кремнев, А.М. Адаскин, А.В. Боголюбов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1971. – №9. – 1086 с.
18. Kremnev L.S., Svishchenko V.V., & Cheprasov D.P. (1997). Structure and mechanism of formation of granular bainte in steel 20KH2NACH // Metal Science and Heat Treatment, №9, pp. 6–11.

19. Adaskin A.M., Shtijn F.S. (1992). High speed steel of optimal composition for cold stamping tools // Metal Science and Heat Treatment, №6, pp. 23–26. EDN KSOHTB.

---

**Дин Кай Цзянь** – канд. техн. наук, профессор, Технологический университет Китая, Китайская Народная Республика.

**Ding Kai Jian** – Candidate of Technical Sciences, Professor, Technological University of China. People's Republic of China.

---