

## Явление анизотропии сопротивления микросколу углеродистой стали, предварительно деформированной сжатием

С. А. Котречко, А. В. Кучер, Ю. А. Полушкин, Г. С. Меттус, Н. Н. Стеценко

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина

*Исследовано влияние предварительной пластической деформации сжатием на сопротивление микросколу углеродистых сталей на примере стали 30. Обнаружено, что предварительное сжатие приводит к возникновению анизотропии “хрупкой” прочности  $R_{мс}$  стали, суть которой заключается в ее падении для образцов, вырезанных в продольном направлении, и увеличении сопротивления микросколу образцов, вырезанных в поперечном. Показано, что основной причиной такого эффекта являются остаточные ориентированные напряжения. Оценена величина остаточных ориентированных напряжений образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлении. Отмечено сильное охрупчивание стали в продольном направлении после сжатия. Смещение температуры вязкохрупкого перехода достигает максимального значения ( $168^{\circ}\text{C}$ ).*

**Ключевые слова:** осадка, сопротивление микросколу, “хрупкая” прочность, анизотропия, кристаллографическая текстура, остаточные ориентированные напряжения.

**Введение.** Известно, что в большинстве случаев конструкционные сплавы в процессе технологических операций подвергаются значительным пластическим деформациям, что приводит к возникновению анизотропии механических свойств. В настоящее время достаточно хорошо изучена анизотропия упругих и пластических (предел текучести, напряжение течения) свойств металлов и сплавов. Показана роль кристаллографической текстуры в формировании анизотропии вышеуказанных свойств металла [1]. В то же время остаются невыясненными основные факторы, обуславливающие влияние ориентации приложенной нагрузки на способность текстурированного материала сопротивляться хрупкому разрушению. К сожалению, однозначность в выборе механических характеристик для количественной оценки этого свойства отсутствует. Часто в этом случае используют относительное сужение, ударную вязкость, трещиностойкость. Однако эти характеристики могут сильно изменяться при смене механизма разрушения от вязкого к хрупкому, поэтому определить вклад в их изменение, собственно, анизотропии проблематично. В последнее время для оценки прочности металлов и сплавов в хрупком состоянии (“хрупкая” прочность) используется отношение значений локального напряжения хрупкого разрушения в вершине надреза  $\sigma_F$ , полученных в разных направлениях [2, 3]. Однако определение  $\sigma_F$  сильно деформированного металла обусловлено значительными методическими трудностями.

В работе [4] обнаружен эффект резкого падения напряжения микроскола при одноосном растяжении поликристаллического железа после предварительной деформации сжатием. Более систематические исследования влияния предварительной деформации сжатием на сопротивление хрупкому

разрушению в условиях одноосного растяжения были проведены в работе [5], где в качестве меры способности материала сопротивляться хрупкому разрушению использовалось сопротивление отрыву  $S_{отр}$ . Было также показано [5], что для стали 15Х2МФА  $S_{отр}$  уменьшается с ростом предварительной деформации сжатием. При этом был обнаружен эффект смены микромеханизма хрупкого разрушения: с транскристаллитного для недеформированной стали на интеркристаллитное для стали после осадки. Именно со сменой микромеханизма разрушения авторы [5] связывают эффект уменьшения  $S_{отр}$  после осадки. В то же время не отмечается наличие смены микромеханизма разрушения предварительно деформированного поликристалла железа. В связи с этим не ясно, является ли смена микромеханизма разрушения причиной падения  $S_{отр}$  или это сопутствующий эффект, который присущ стали 15Х2МФА.

В работе [6] показано, что предварительная деформация с тем же знаком, что и последующая (при испытании), приводит к обратному эффекту, т.е. к росту напряжения микроскола стали  $R_{мс}^*$ . Следовательно, при испытании образцов, вырезанных из предварительно осажденных заготовок не в продольном, а в поперечном направлении, должен наблюдаться обратный эффект, а именно: рост сопротивления хрупкому разрушению металла.

Цель работы заключается в установлении характера влияния предварительной пластической деформации сжатием на закономерности изменения сопротивления микросколу  $R_{мс}$  углеродистых сталей, измеренного в направлении, совпадающем с направлением предварительной деформации и в перпендикулярном к нему, на примере стали 30.

**Методика исследований.** В качестве материала для исследований была выбрана сталь 30. Для снятия внутренних напряжений и возможной текстуры заготовки отжигали при температуре 950°С в течение 4 ч. Затем их подвергали пластической деформации сжатием на различную величину. Исходная высота заготовки  $h_0 = 50$  мм, диаметр  $d_0 = 25$  мм. Относительное сжатие определяли по формуле

$$\delta_{сж} = \frac{h_0 - h}{h_0}, \quad (1)$$

где  $h_0$  – начальная высота образца;  $h$  – высота образца после сжатия.

Для испытаний на одноосное растяжение из заготовок, которые подвергали осадке, вырезали гладкие образцы вдоль и поперек оси сжатия (рис. 1). При вырезке образцов обязательно соблюдалась симметрия: ось образца, вырезанного вдоль оси сжатия (далее – продольный образец), должна совпадать с осью сжатия. Ось образца, вырезанного поперек оси сжатия (перпендикулярно оси сжатия), находилась ровно посередине высоты сжатого образца.

Истинные деформации металла в продольном и поперечном направлении рассчитывали по формулам:

\*  $R_{мс}$  – мера “хрупкой” прочности металла, экспериментально определяется как минимальное напряжение хрупкого разрушения стандартных цилиндрических образцов при одноосном растяжении в интервале температур вязкохрупкого перехода.

$$e_{Lg} = \ln\left(\frac{F_0}{F_k}\right); \quad (2)$$

$$e_{Tr} = \ln\left(\frac{d_k}{d_0}\right), \quad (3)$$

где  $e_{Lg}$ ,  $e_{Tr}$  – истинная деформация металла соответственно в продольном и поперечном направлении;  $F_0$  – площадь начального сечения образца;  $F_k$  – площадь максимального сечения образца после сжатия;  $d_0$  – начальный диаметр образца;  $d_k$  – максимальный диаметр образца после сжатия (табл. 1).

Т а б л и ц а 1

**Истинные деформации металла в продольном и поперечном направлении при различной степени предварительной осадки**

Степень обжатия, %	$d_k$	$e_{Lg}$	$e_{Tr}$
10	26,80	0,14	0,07
30	30,25	0,38	0,19
60	40,50	0,96	0,48

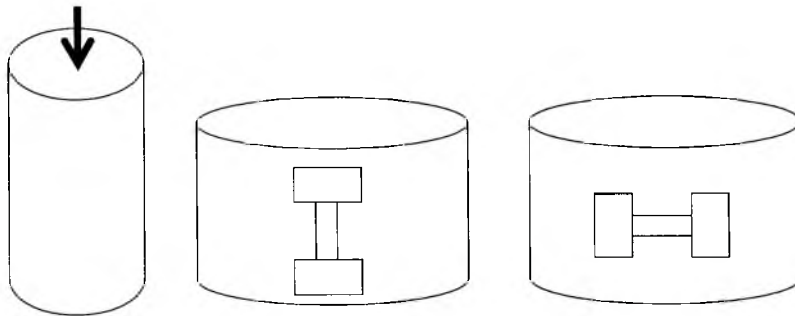


Рис. 1. Схема осадки и вырезки образцов.

Для определения стандартных характеристик прочности и пластичности проводили низкотемпературные испытания цилиндрических образцов (диаметр 3 мм, база 15 мм) на одноосное растяжение на разрывной машине УММ-5, оборудованной криокамерой, в диапазоне температур 77...293 К и скорости деформации примерно  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Образцы охлаждали жидким азотом и его парами. Температуру образца контролировали с помощью термопары. После испытания измеряли диаметр  $d_k$  образца в месте излома. Для каждой температуры испытаний рассчитывали условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$ , истинное напряжение разрушения  $S_k$  в шейке, относительное сужение образца  $\psi_k$ . На основе температурных зависимостей  $\sigma_{0,2}$ ,  $S_k$ ,  $\psi_k$  определяли минимальное напряжение квазихрупкого разрушения  $R_{мс}$  в интервале температур вязкохрупкого перехода для исходного и предварительно деформированного состояния (рис. 2, 3).

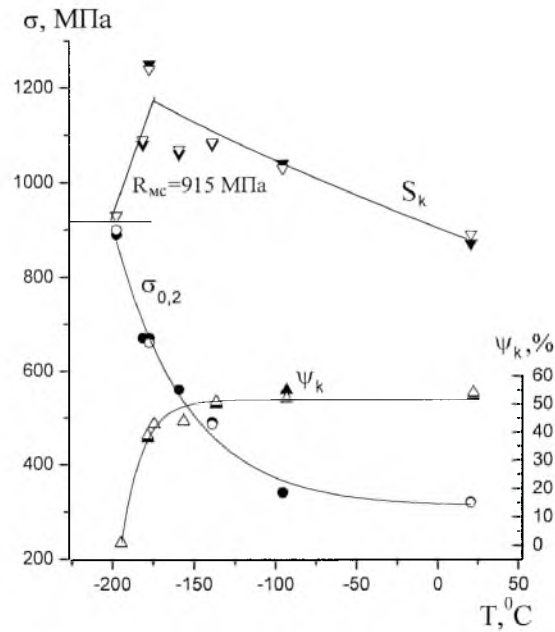


Рис. 2. Температурные зависимости напряжения течения  $\sigma_{0,2}$ , напряжения разрушения  $S_k$  и относительного сужения  $\psi_k$  стали 30 в исходном состоянии.

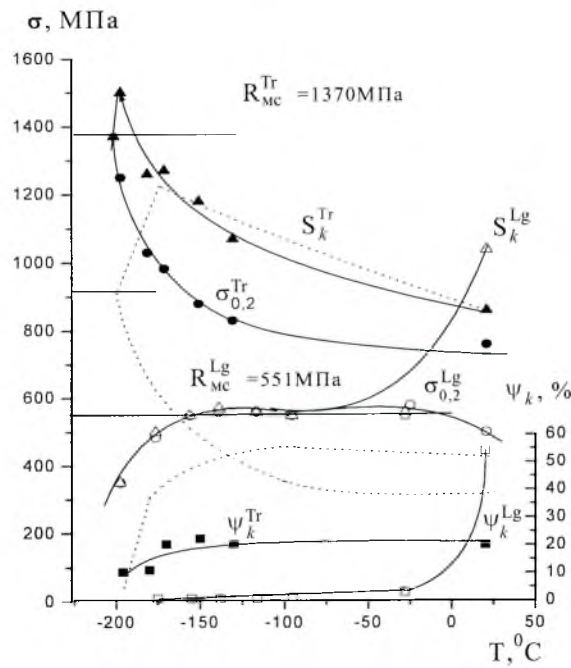


Рис. 3. Температурные зависимости напряжения течения  $\sigma_{0,2}$ , напряжения разрушения  $S_k$  и относительного сужения  $\psi_k$  образцов стали 30, предварительно деформированной на 60%, вырезанных в продольном  $Lg$  и поперечном  $Tr$  направлении (пунктирные линии – исходное состояние).

Поверхность изломов исследовали с помощью электронной микроскопии на приборе JSM-CF35.

**Результаты испытаний и их обсуждение.** На рис. 2 показаны температурные зависимости  $\sigma_{0,2}$ ,  $S_k$ ,  $\psi_k$  для недеформированного состояния стали 30. Как видно, экспериментальные значения для образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлении, совпадают, т.е. данный материал – изотропен. Сопротивление микросколу стали 30 в недеформированном состоянии  $R_{\text{мс}} = 910$  МПа. В табл. 2 приведены значения сопротивления микросколу и напряжения текучести при комнатной температуре для образцов в исходном состоянии ( $R_{\text{мс}}$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) и вырезанных в продольном ( $R_{\text{мс}}^{Lg}$ ,  $\sigma_{0,2}^{Lg}$ ) и поперечном ( $R_{\text{мс}}^{Tr}$ ,  $\sigma_{0,2}^{Tr}$ ) направлении при разной степени предварительной деформации.

Т а б л и ц а 2

**Напряжения хрупкого разрушения и напряжения текучести образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлении, при разной степени предварительной деформации**

Направление вырезки		Исходное состояние	Степень обжатия, %		
			10	30	60
Поперечное	$R_{\text{мс}}^{Tr}$ , МПа	915	931	1085	1370
	$R_{\text{мс}}^{Tr}/R_{\text{мс}}$	1	1,017	1,19	1,5
	$\sigma_{0,2}^{Tr}$ , МПа	300	320	620	760
	$\sigma_{0,2}^{Tr}/\sigma_{0,2}$	1	1,06	2,06	2,53
Продольное	$R_{\text{мс}}^{Lg}$ , МПа	915	910	850	551
	$R_{\text{мс}}^{Lg}/R_{\text{мс}}$	1	0,99	0,93	0,60
	$\sigma_{0,2}^{Lg}$ , МПа	300	300	440	502
	$\sigma_{0,2}^{Lg}/\sigma_{0,2}$	1	1	1,46	1,67

Температурные зависимости механических свойств исследуемой стали после осадки на 60% представлены на рис. 3. В результате предварительной деформации сжатием прочность металла как в продольном, так и в поперечном направлении увеличивается, что проявляется в соответствующем росте величины предела текучести  $\sigma_{0,2}$ . При этом наблюдается разница в темпе прироста  $\sigma_{0,2}$  в продольном и поперечном направлении, что приводит к возникновению анизотропии  $\sigma_{0,2}$ .

Принципиально иные закономерности присущи изменению сопротивления микросколу  $R_{\text{мс}}$  стали после осадки. Это проявляется в первую очередь в разном знаке изменения  $R_{\text{мс}}$  в зависимости от направления, в котором измеряется хрупкая прочность. Так, в отличие от  $\sigma_{0,2}$  значение  $R_{\text{мс}}$  в продольном направлении не увеличивается, а наоборот, уменьшается. При этом величина падения  $R_{\text{мс}}^{Lg}$  после осадки на 60% составляет 40%. Уровень хрупкой прочности в поперечном направлении  $R_{\text{мс}}^{Tr}$ , наоборот, увеличивается с ростом степени осадки и при 60% достигает 50%. Таким

образом, осадка приводит к падению хрупкой прочности  $R_{\text{мс}}$  стали в продольном направлении и к существенному ее увеличению в поперечном. Следует подчеркнуть, что 40%-ное падение хрупкой прочности в продольном направлении  $R_{\text{мс}}^{Lg}$  вызывает существенное охрупчивание стали. Например, 60%-ная осадка приводит к смещению температуры вязкохрупкого перехода  $T_{\text{вх}}$  на  $168^\circ\text{C}$ . Столь большого значения смещения  $T_{\text{вх}}$  невозможно получить при испытании стандартных образцов на трещиностойкость или образцов типа Шарпи на удар.

Изменение знака  $\Delta R_{\text{мс}}$  является одним из признаков, свидетельствующим о разной физической природе формирования анизотропии хрупкой прочности  $R_{\text{мс}}$  и предела текучести  $\sigma_{0,2}$  стали после осадки. В качестве первого приближения для оценки анизотропии хрупкой прочности  $R_{\text{мс}}$  можно использовать отношение величины сопротивления микросколу в поперечном направлении  $R_{\text{мс}}^{Tr}$  к соответствующему значению в продольном  $R_{\text{мс}}^{Lg}$ :

$$\gamma_{R_{\text{мс}}} = \frac{R_{\text{мс}}^{Tr}}{R_{\text{мс}}^{Lg}}. \quad (4)$$

Графически зависимость этого параметра от величины предварительной деформации  $\epsilon$  показана на рис. 4. Видно, что анизотропия хрупкой прочности монотонно увеличивается с ростом  $\epsilon$ .

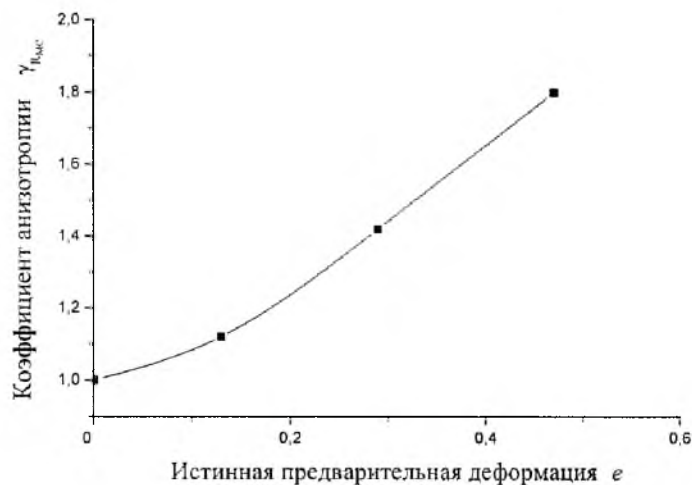


Рис. 4. Влияние предварительной деформации на параметр анизотропии сопротивления микросколу.

Физическая интерпретация полученных закономерностей может быть дана в рамках модели хрупкого разрушения предварительно деформированного металла [7, 8]. В основу модели положены представления о зародышевых трещинах, которые играют ключевую роль в процессе хрупкого разрушения кристаллических твердых тел. Это позволяет, исходя из анализа свойств и поведения зародышевых трещин, описать основные закономер-

ности хрупкого разрушения металлов и сплавов. Применительно к рассматриваемой проблеме принципиальное значение имеют следующие два свойства зародышевых трещин. Первое заключается в том, что трещины раскрываются в определенных кристаллографических плоскостях. Это значит, что, создавая посредством предварительной пластической деформации кристаллографическую текстуру, можно влиять на ориентацию зародышевых трещин относительно приложенной нагрузки. В то же время из механики трещин известно, что величина критического напряжения потери устойчивости трещины зависит от угла между направлением действующей силы и нормалью к плоскости трещины. Это позволяет связать величину  $R_{mc}$  с параметрами кристаллографической текстуры деформированного металла [7].

Вторым свойством является то, что на потерю устойчивости зародышевых трещин в деформированном металле влияют остаточные микронапряжения. В [9, 10] показано, что особенность этих напряжений состоит в том, что их знак противоположен знаку приложенной нагрузки при предварительной пластической деформации. Применительно к используемой в данной работе схеме нагружения это означает, что вдоль оси сжатия такие напряжения будут растягивающие, в поперечном направлении – сжимающие.

В рамках предложенной ранее [8] модели хрупкое разрушение деформированной стали при ее последующем растяжении в продольном и поперечном направлении может быть описано соответственно следующим образом:

$$(\sigma_{11} + \xi_{11})l_{1nL}^2 - \xi_{22}l_{2nL}^2 = \xi_c; \quad (5)$$

$$(\sigma_{22} - \xi_{22})l_{2nT}^2 + \xi_{11}l_{1nT}^2 = \xi_c, \quad (6)$$

где  $\sigma_{11}$  и  $\sigma_{22}$  – значения нормальных “приложенных” напряжений в момент разрушения образцов в продольном и поперечном направлении соответственно ( $\sigma_{11} \equiv R_{mc}^{Lg}$  и  $\sigma_{22} \equiv R_{mc}^{Tr}$ );  $\xi_{11}$  и  $\xi_{22}$  – значения модулей ориентированных напряжений в продольном и поперечном направлении;  $l_{1nL}$  и  $l_{2nL}$ ,  $l_{1nT}$  и  $l_{2nT}$  – косинусы угла между направлением действия  $\sigma_{11}$  и нормалью к плоскости зародышевой трещины, а также между направлением  $\sigma_{22}$  и нормалью соответственно для образцов, вырезанных в продольном “L” и поперечном “T” направлении (рис. 5);  $\xi_c$  – критическое напряжение потери устойчивости зародышевой трещины. Величина  $\xi_c$  может быть определена из условия хрупкого разрушения стали в исходном (недеформированном) состоянии:

$$\sigma_{11}l_{1n0}^2 = \xi_c, \quad (7)$$

где  $\sigma_{11} \equiv R_{mc}$ ;  $l_{1n0}$  – косинус угла между направлением растяжения и нормалью к поверхности зародышевой трещины в недеформированном поликристалле, величина которого определяется из условия образования зародышевой трещины и составляет  $l_{1n0}^2 = 0,88$ .

Согласно (5), (6) с учетом (7) выражение для коэффициента анизотропии можно представить следующим образом:

$$\gamma_{R_{mc}} = \frac{R_{mc}^{Lg}}{R_{mc}^{Tr}} = \left( \frac{l_{1nL}}{l_{2nT}} \right)^2 \frac{l_{1n0}^2 - \frac{\xi_{11}}{R_{mc}} l_{1nT}^2 + \frac{\xi_{22}}{R_{mc}} l_{2nT}^2}{l_{1n0}^2 - \frac{\xi_{11}}{R_{mc}} l_{1nL}^2 + \frac{\xi_{22}}{R_{mc}} l_{2nT}^2}. \quad (8)$$

Первый член в этой зависимости характеризует вклад в величину анизотропии  $R_{mc}$ , собственно, кристаллографической текстуры  $\left( \frac{l_{1nL}^2}{l_{2nT}^2} \right)$ ; второй член описывает влияние остаточных ориентированных напряжений (ООН)  $\xi_{11}$  и  $\xi_{22}$  на  $\gamma_{R_{mc}}$ .

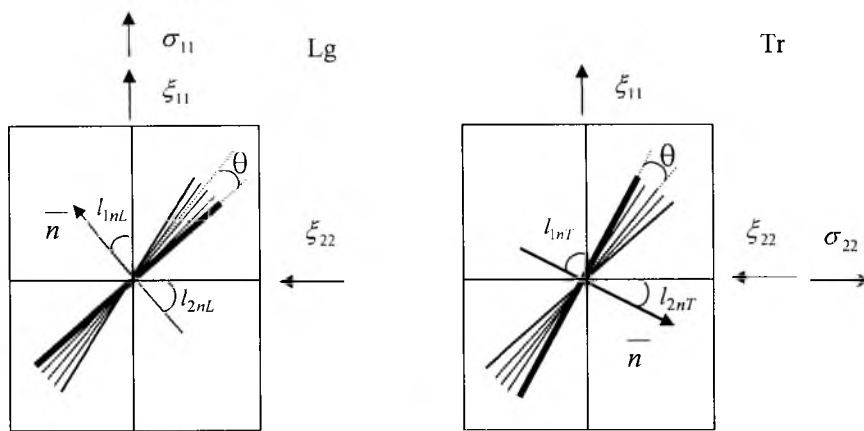


Рис. 5. Схема ориентации зародышевой трещины.

Интересным является тот факт, что влияние ориентированных напряжений на  $\gamma_{R_{mc}}$  зависит от параметров кристаллографической текстуры, которые определяют значения направляющих косинусов  $l_{1nL}$ ,  $l_{2nL}$ ,  $l_{1nT}$  и  $l_{2nT}$ . Это обусловлено тем, что кристаллографическая текстура, задавая ориентацию плоскости залегания зародышевой трещины, определяет тем самым величину нормальных к ней ориентированных напряжений. В этом проявляется прямое и опосредованное влияние кристаллографической текстуры на уровень хрупкой прочности. Значения направляющих косинусов определяются исходя из следующих положений.

Первое связано с тем, что деформационная кристаллографическая текстура всегда имеет рассеивание\*. Его величина растет с уменьшением предварительной пластической деформации. Это значит, что при наличии кристаллографической текстуры имеет место целый спектр возможных ориентаций зародышевой трещины. Выбор ориентации последней, инициирующей хрупкое разрушение металла, определяется известным в теории хрупкого разрушения принципом “слабого звена”. В данном случае это означает,

\* Даже в случае предельно острой текстуры, формируемой при деформации 4,6, значение среднего квадратического отклонения не меньше 4 град.



что критической будет та зародышевая трещина, которая наиболее благоприятно ориентирована по отношению к приложенным растягивающим напряжениям. В этом и заключается второе положение, используемое при определении направляющих косинусов в (8). Схематическая ориентация критических зародышевых трещин представлена на рис. 5.

В рамках рассмотренной модели представляется возможным дать верхнюю и нижнюю оценки величины остаточных ориентированных напряжений  $\xi_{11}$  и  $\xi_{22}$ . Суть оценки состоит в том, чтобы на основе экспериментальных данных по изменению величины  $R_{mc}$  образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлении, с учетом выражений (5), (6) оценить значения ООН  $\xi_{11}$  и  $\xi_{22}$  для случаев предельно острой и сильно рассеянной текстуры. При этом исходили из того, что при осадке формируется аксиальная текстура  $\langle 111 \rangle$  с углом рассеивания  $\theta$ . В случае предельно острой текстуры максимальное значение рассеивания не превышает  $\theta_{max} \approx 12$  град, при идеальной текстуре угол между нормалью к плоскости зародышевой трещины и направлениями 1 и 2 составляет 35,7 и 60 град. Соответственно при предельно острой текстуре (с учетом угла рассеивания и принципом слабого звена) имеем  $l_{1nL}^2 = 0,840$ ,  $l_{2nL}^2 = 0,095$ ,  $l_{1nT}^2 = 0,448$  и  $l_{2nT}^2 = 0,459$ . В приближении квазиизотропного материала значения направляющих косинусов таковы:  $l_{1nL}^2 = l_{2nT}^2 = l_{1n0}^2 = 0,88$  и  $l_{2nL}^2 = l_{1nT}^2 = l_{2n0}^2 = 0,12$ .

Зависимость предельных значений нормированных ООН  $\xi_{22}/R_{mc}$ , измеренных в поперечном направлении, от величины истинной предварительной пластической деформации представлена на рис. 6,а. Как видно, остаточные ориентированные напряжения по определению должны быть сжимающие, поэтому область их значений ограничена кривой, полученной в приближении квазиизотропного материала. Отметим, что при деформации, не превышающей 0,2...0,3, поликристалл с достаточной точностью можно рассматривать как квазиизотропный. Следовательно, в первом приближении при  $e \leq 0,2...0,3$  значения  $\xi_{22}/R_{mc}$  могут быть рассчитаны по экспериментальным данным. При больших деформациях кривая 2 (рис. 6,а) дает верхнюю по модулю оценку ООН образцов, вырезанных в поперечном направлении.

Закономерности изменения ООН  $\xi_{11}/R_{mc}$ , измеренных в продольном направлении, приведены на рис. 6,б. Как и в предыдущем случае, значения  $\xi_{11}/R_{mc}$  при деформациях  $e \leq 0,2...0,3$  следует рассматривать как реально действующие в металле. При больших деформациях кривая 1 (рис. 6,а) дает нижнюю оценку  $\xi_{11}/R_{mc}$ .

Таким образом, при осадке до 60% основной причиной изменения уровня хрупкой прочности исследуемой стали как в продольном, так и в поперечном направлении являются ООН. Эти же напряжения играют основную роль при изменении анизотропии хрупкой прочности металла после осадки.

Как отмечалось выше, эффект падения сопротивления отрыву  $S_{отр}$  образцов, вырезанных в продольном направлении, после осадки наблюдался на реакторной стали 15Х2НМФА [5]. При этом причину рассматриваемого эффекта связывали [5] со сменой микромеханизма хрупкого разрушения с транскристаллитного для недеформированного металла на интеркристаллитное для металла после осадки.

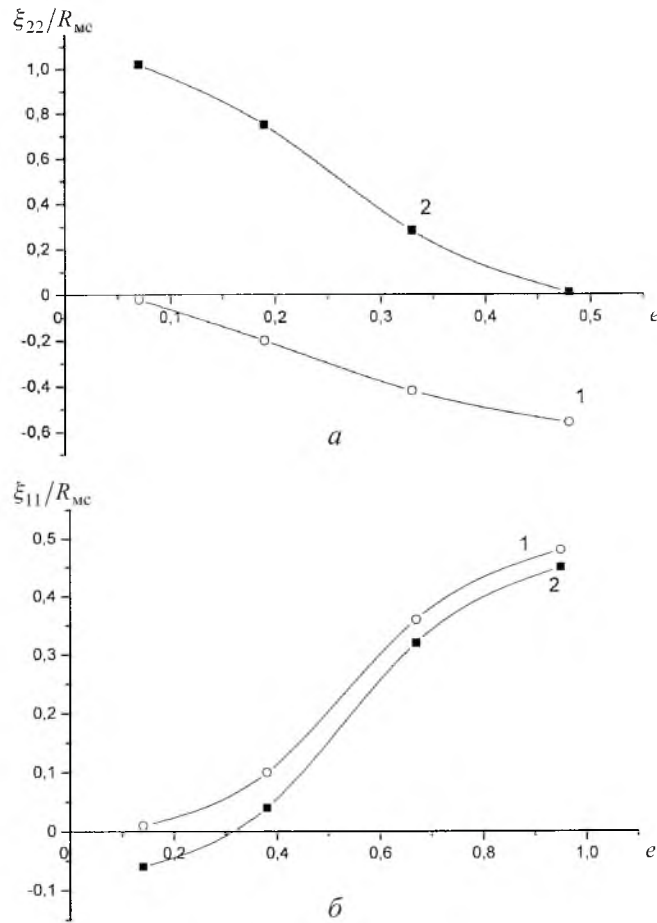


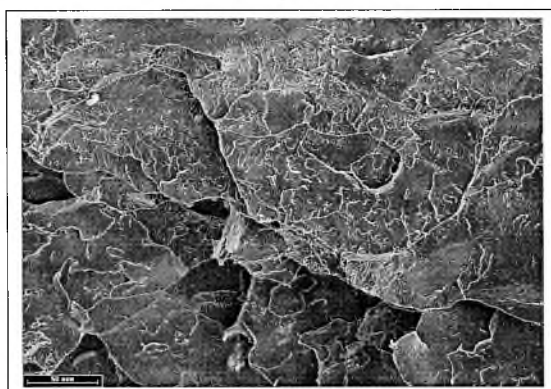
Рис. 6. Зависимость значений нормированных остаточных ориентированных напряжений, измеренных в поперечном (а) и продольном (б) направлении, от величины истинной предварительной пластической деформации: 1 – в приближении квазиизотропного материала; 2 – предельно острая текстура.

Проведенные фрактографические исследования стали 30 (рис. 7) показали, что как в исходном состоянии, так и после осадки микромеханизм хрупкого разрушения не изменяется (транскристаллитный). Это позволяет предположить, что смена микромеханизма распространения микротрещины с транскристаллитного на интеркристаллитное является не причиной падения  $R_{mc}$  после осадки, а лишь сопутствующим эффектом.

Отметим прикладное значение этого эффекта. В технике случаи, когда направление предварительной пластической деформации не совпадает с направлением нагружения элемента конструкции, встречаются довольно часто. Наиболее опасно это, когда при больших средних деформациях, не превышающих 10%, имеют место значительные локальные пластические деформации. Как правило, это локальные области в окрестности конструктивных концентраторов напряжений и трещиноподобных дефектов. Падение хрупкой прочности металла в таких областях может привести к внезапному хрупкому разрушению элементов конструкций в интервале эксплуатацион-



*a*



*б*

Рис. 7. Стросение поверхности изломов образцов из стали 30, испытанных на растяжение при температуре  $-196^{\circ}\text{C}$  в исходном состоянии – транскристаллитный скол (*a*) и при  $-28^{\circ}\text{C}$  после предварительной осадки на 60% (одноосное растяжение продольного образца) – интеркристаллитный скол (*б*).

ных температур. Судя по всему, этот эффект должен стимулироваться тепловым старением стали в процессе эксплуатации, радиационным облучением и другими факторами, обуславливающими образование сегрегаций примесей на границах зерен.

### **Выводы**

1. Предварительная деформация сжатием приводит к анизотропии сопротивления микросколу стали, что проявляется в падении уровня хрупкой прочности  $R_{\text{мс}}$  для образцов, вырезанных в продольном направлении, и его повышении  $R_{\text{мс}}$  для образцов, вырезанных в поперечном направлении.

2. В общем случае причиной возникновения анизотропии хрупкой прочности после осадки является образование кристаллографической текстуры и появление остаточных ориентированных напряжений. При осадке до 60% анизотропия хрупкой прочности  $R_{\text{мс}}$  обусловлена в основном действием остаточных ориентированных напряжений.

3. Уменьшение величины  $R_{\text{мс}}$  образцов, вырезанных в продольном направлении, является причиной существенного охрупчивания стали после

осадки. Например, предварительная осадка на 60% приводит к смещению температуры вязкохрупкого перехода стали 30 с  $-196^{\circ}\text{C}$  (исходное состояние) до  $-28^{\circ}\text{C}$  (деформированное состояние).

## Резюме

Досліджено вплив попередньої пластичної деформації стиском на опір мікросколу маловуглецевих сталей на прикладі сталі 30. Виявлено, що попередній стиск призводить до виникнення анізотропії “крихкої” міцності  $R_{\text{мс}}$  сталі, суть якої полягає в її падінні для зразків, що вирізалися в поздовжньому напрямку, та збільшенні опору мікросколу зразків, що вирізалися в поперечному напрямку. Показано, що основна причина такого ефекту – це залишкові орієнтовані напруження. Проведено оцінку величини залишкових орієнтованих напружень зразків, що вирізалися у поздовжньому та поперечному напрямках. Відмічено сильне окрихчення сталі в поздовжньому напрямку після стиску. Зсув температури в’язкокрихкого переходу сягає максимального значення ( $168^{\circ}\text{C}$ ).

1. Адамеску Р. А., Гельд П. В., Митюшов Е. А. Анизотропия физических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 147 с.
2. Sun J. and Boyd D. J. Proc. of 36th Mechanical Working and Steel Processing Conference. – Baltimore (Oct. 16–19). – 1995. – 32 p.
3. Baldi G. and Buzzichelli G. Critical stress for delamination fracture in HSLA steels // Metal Sci. – 1978. – **12**, No. 3. – P. 459 – 473.
4. Аллен Н. П. Механизм хрупкого разрушения металлов // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 144 – 170.
5. Марголин Б. З., Швецова В. А., Варовин А. Я. Предварительное сжатие материалов как фактор смены механизма хрупкого разрушения ОЦК-металлов // Пробл. прочности. – 1996. – № 4. – С. 5 – 18.
6. Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А. Структура металлов и хрупкость стальных изделий. – Киев: Наук. думка, 1985. – 266 с.
7. Котречко С. А., Днепренко В. Н. Физическая природа анизотропии хрупкой прочности поликристаллических металлов и сплавов // Металлофизика и новейшие технологии. – 2002. – **24**, № 7. – С. 909 – 925.
8. Котречко С. А. Статистическая модель хрупкого разрушения поликристаллических металлов // Там же. – 1994. – **16**, № 10. – С. 37 – 49.
9. Бойко Ю. Ф., Навроцкий И. В., Куколь В. В. Зависимость ориентированных микронапряжений в пластически деформированной стали от направления внешней нагрузки // Физика металлов и металловедение. – 1984. – **57**, вып. 5. – С. 1001 – 1005.
10. Васильев Д. М. О микронапряжениях, возникающих в поликристаллических образцах при пластическом деформировании // Журн. техн. физики. – 1958. – **28**, № 11. – С. 25 – 27.

Поступила 01. 11. 2006