

Обсуждение результатов

В основу наблюдаемых эффектов может быть положен механизм взаимодействия дислокации в ионных кристаллах с низкоэнергетическими экситонами [6]. Последние образуются при облучении ионных кристаллов УФ и рентгеновскими лучами. Взаимодействие экситона с заряженной ступенькой на дислокации сопровождается смещением ее на одно межатомное расстояние. Это взаимодействие вызывает увеличение винтовых составляющих дислокации, остановленной каким-либо стопором. Аннигиляция винтовых отрезков сопровождается отрывом дислокации от стопора. Таким образом, дислокационно-экситонное взаимодействие может способствовать преодолению дислокацией стопора и обеспечивать ее более легкое движение. При дислокационно-экситонном взаимодействии образуются F- центры, распад которых сопровождается люминесценцией. В наших экспериментах наблюдалась люминесценция щелочногалогенидных кристаллов при воздействии УФ излучения и исландского шпата при рентгеновском излучении, что косвенно подтверждает действие предложенного механизма.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (05-01-00759).

Список литературы

1. Федоров А.И. Упрочнение металлов под воздействием УФ-излучения // Письма в ЖТФ. 1998. – Т. 24. – № 23. – С. 14-18.
2. Абрамишвили М.Г., Ахведиани З.Г. Образование стабилизированных F2 –центров в окрашенных кристаллах LiF под действием внешних полей // ФТТ. – 1998. – Т.40. – №11. – С. 2044 - 2050.
3. Абрамишвили М.Г., Ахведиани З.Г. Калабегшвили Т.Л., Квацадзе В.Г., Саралидзе З.К. Релаксационные процессы в окрашенных кристаллах LiF после совместного воздействия УФ излучения и ударной волны // ФТТ. – 2000. – Т.42. – №10. – С.1794 - 1799.
4. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б., Бадилевич М.В., Шмурак С.З. Оптическое гашение магнитопластического эффекта в кристаллах NaCl // ФТТ. – 1997. – Т.39. – № 8. – С.1389 - 1391.
5. Гектин А.В. Роль радиационных точечных и линейных дефектов в механическом упрочнении кристаллов типа NaCl. // ФТТ. – 1985. – Т. 27. – № 11. – С. 3254 - 3256.
6. Ван - Бюрен. Дефекты в кристаллах. М.: Изд. иностранной литературы, 1962. – 384 с.
7. Feodorov V.A., Plushnikova T.N., Tjalin Yu.I., Chivanov A.V., Chemerkina M.V. Kirillov R.A. Mechanism of healing microcracks in alkali-halide crystals // Proceeding of SPIE. St. Peterburg, Russia. 6-12 June. – 2005. – Vol. 6253. – P. 62530K1-62530K4.

УДК 669.14; 539.241

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ХРУПКУЮ ПРОЧНОСТЬ ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА

Котречко С. А., Кучер А. В.

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

Различные технологические операции (такие как прокатка, волочение, осадка и т.д.) на стадии изготовления приводят к возникновению анизотропии пластических и прочностных свойств материала. Основной причиной этого явления считают кристаллографическую текстуру, образовавшуюся в процессе предварительной пластической

деформации. Достаточно хорошо изучено влияние текстуры на пластические свойства предварительно деформированного материала [1]. В работе [2] установлено, что кристаллографическая текстура прокатки является одной из главных причин анизотропии ударной вязкости. Больше всего на сегодняшний день изучена текстура, возникающая при прокате стальных труб. В работе [3] экспериментально установлено снижение пределов текучести и прочности при изменении направления нагружения от продольного к поперечному (относительно направления прокатки), основной причиной этого полагают образовавшуюся текстуру (ее деформационную стабильность), однако дают лишь качественную оценку этого эффекта. Становится интересным, присущ ли этот эффект только текстуре прокатки, или он характерен для всех типов текстур? В связи с чем возникает вопрос, каков же механизм влияния кристаллографической текстуры на хрупкую прочность, и можно ли использовать это влияние для улучшения свойств сталей и конструкционных сплавов?

Цель данной работы: в рамках модели изложенной в [4] оценить влияние кристаллографической текстуры осадки и волочения на хрупкую прочность предварительно деформированной стали.

Влияние предварительной деформации осадкой на напряжение хрупкого разрушения в продольном и поперечном направлении приведено на рис. 1. (подробно методика эксперимента и результаты приведены в работе [4]). Также на рис. 1 приведено изменение величины хрупкой прочности стали 10Г в продольном направлении от величины предварительной деформации растяжением.

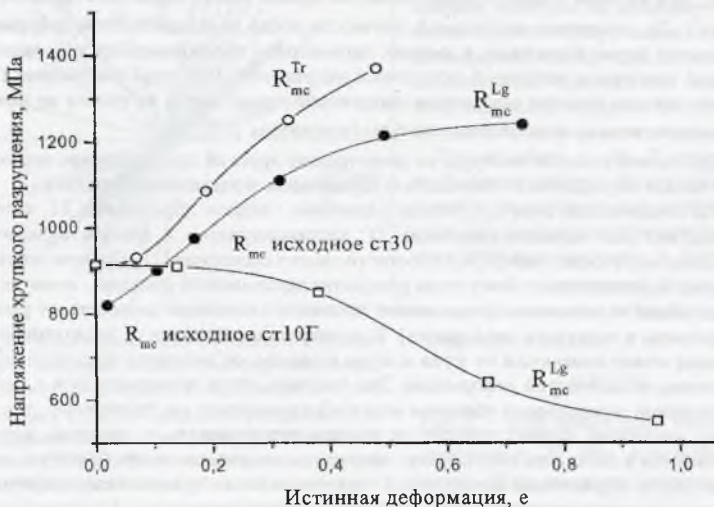


Рис. 1. Влияние предварительной деформации на напряжение хрупкого разрушения в продольном и поперечном направлениях для стали 30 после осадки, а также для продольного направления для стали 10Г после предварительного растяжения

Как видно из приведенных графиков, предварительная деформация того же знака, что и последующая, вызывает рост хрупкой прочности R_{MC} , в то время как деформация противоположного знака приводит к падению напряжения хрупкого разрушения.

Как было показано в работах [4,5], влияние предварительной пластической деформации на хрупкую прочность может быть записано следующим образом.

Продольное направление:

$$\frac{R_{MC}^{L_0}}{R_{MC}} = \left(\frac{l_{1n0}}{l_{1n}^{L_0}} \right)^2 - \frac{1}{R_{MC}} \left\{ \xi_{11}^R + \xi_{22}^R \left[\left(\frac{1}{\ell_{1n}^{L_0}} \right)^2 - 1 \right] \right\}, \quad (1)$$

Поперечное направление:

$$\frac{R_{MC}^{T_0}}{R_{MC}} = \left(\frac{l_{1n0}}{l_{1n}^{T_0}} \right)^2 - \frac{1}{R_{MC}} \left\{ \xi_{22}^R + \xi_{11}^R \left[\left(\frac{1}{\ell_{2n}^{T_0}} \right)^2 - 1 \right] \right\}, \quad (2)$$

где R_{MC} – напряжение хрупкого разрушения исходного, недеформированного материала, $R_{MC}^{L_0}$ и $R_{MC}^{T_0}$ – напряжение хрупкого разрушения в продольном и поперечном направлениях; ξ_{11}^R и ξ_{22}^R – значения ориентированных напряжений в продольном и поперечном направлениях; l_{1nL} и l_{2nL} , l_{1nT} и l_{2nT} – косинусы угла между направлением действия σ_{11} и нормалью к плоскости ЗТ, а также между направлением σ_{22} и нормалью, соответственно, для продольных «L» и поперечных «T» образцов; l_{1n0} – косинус минимального угла α_0 , при котором в недеформированном материале может зародиться трещина. Согласно (1, 2), изменение предельной прочности после предварительной деформации обусловлено двумя факторами, а именно: параметрами образовавшейся кристаллографической текстуры и величиной остаточных напряжений. При этом необходимо отметить, что степень влияния остаточных напряжений определяется не только их величиной и знаком, но и зависит от типа текстуры (множитель $1/\ell_{1n}^2$).

Для оценки влияния текстуры на анизотропию хрупкой прочности нам необходимо для начала определиться с плоскостью образования зародышевой трещины.

На сегодняшний день существует различные модели образования ЗТ, которые предполагают два варианта раскрытия ЗТ: перпендикулярно к плоскости залегания дислокационного скопления [6] и в плоскости самого скопления [7]. Причем основным фактором, определяющим смену моды раскрытия зародышевой трещины, является число дислокаций в скоплении (уменьшение мощности скопления способствует раскрытию трещины в плоскости скольжения). В поликристалле мощность дислокационного скопления может изменяться от зерна к зерну и зависит от величины предшествующей разрушению пластической деформации. Это означает, что в поликристаллах с кубической решеткой зародышевые трещины могут образовываться как по первому, так и по второму механизму, однако разрушение должны инициировать те трещины, которые раскрываются в плоскости скольжения, поскольку они должны иметь большую длину. Зная плоскость образования зародышевой трещины, а также тип кристаллографической текстуры, мы можем определить все направляющие косинусы.

Также у нас фигурирует понятие минимального угла раскрытия зародышевой трещины в недеформированном материале. Его величина определяется конкуренцией двух факторов. Для потери устойчивости ЗТ необходима наиболее благоприятная ориентация по отношению к нормальным напряжениям ($\ell_{1n}^0 \rightarrow 1$), а для образования ЗТ необходимо, чтобы на этой плоскости действовали касательные напряжения, т.е. значе-

ние l_{n0} должно быть меньше единицы. Конкретное значение l_{n0} можно оценить из данных по величине падения напряжения хрупкого разрушения при переходе от одноосного к двухосному растяжению, поскольку величина этого падения возрастает с уменьшением l_{n0} , т.е. увеличением угла между нормалью к плоскости трещины и направлением действия σ_{11} . Согласно экспериментальным данным [8], отношение напряжения хрупкого разрушения при двухосном равномерном растяжении к соответствующему значению при одноосном растяжении, составляет 0,8–0,9. Т.е. минимальный угол между направлением действия приложенной силы и нормалью к плоскости, в которой может зародиться трещина, составляет $\approx 20^\circ$.

Как отмечалось выше, физический смысл влияния кристаллографической текстуры на величину напряжения хрупкого разрушения заключается в том, что она влияет на ориентацию ЗТ, т.е. изменяя величину угла между растягивающим напряжением и плоскостью зарождения трещины, мы влияем на критическое напряжение потери устойчивости ЗТ [9]. Однако необходимо учитывать еще два фактора: первый заключается в том, что кристаллографическая текстура всегда имеет рассеяние; второй связан с тем, что при хрупком разрушении выполняется «принцип слабого звена». Это означает, что из всех образующихся зародышевых трещин потеряет устойчивость наиболее благоприятно ориентированная ЗТ, т.е. такая ЗТ, ориентация которой обеспечивает максимальное значение напряжений, действующих по нормали к ее плоскости. Это приводит к тому, что влияние текстуры на величину напряжения хрупкого разрушения начинает проявляться только при достижении определенных критических значений угла рассеяния, которые соответствуют достаточно острым текстурам [9].

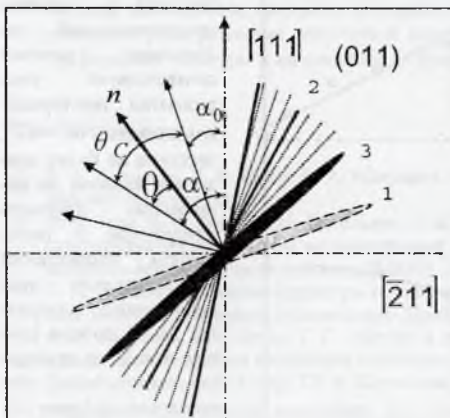


Рис. 2. Схема образования зародышевой трещины для текстуры осадки (текстура волочения: продольное направление (110), поперечное направление $(\bar{1}12)$): 1 – плоскость раскрытия ЗТ в недеформированном материале, 2 – положение плоскости ЗТ, которое соответствует идеальной текстуре (без рассеивания), 3 – плоскость, в которой образуется ЗТ по принципу слабого звена.

Как показано на рис. 2, кристаллографическая текстура будет оказывать влияние на минимальное напряжение хрупкого разрушения при условии, что угол рассеяния текстуры θ (размытия текстурной компоненты)* будет меньше критического значения θ_c , определяемого из условия:

$$\theta_c = \alpha_i - \alpha_0 \quad (3)$$

где α_i – угол между осью текстуры и плоскостью ЗТ при идеальной текстуре. Для текстуры осадки: $\theta_c^{lg} = 15,3$, $\theta_c^{r} = 34,7$; для текстуры волочения: $\theta_c^{lg} = 40$, $\theta_c^{r} = 10$.

* Рассеивание текстуры приводит к рассеиванию ориентации кристаллографической плоскости раскрытия зародышевой трещины, поэтому эффекты рассеяния удобно анализировать в изменении угла между нормалью к плоскости трещины и идеальным (не рассеянным) направлением текстурной компоненты.

Учитывая «принцип слабого звена», при моделировании хрупкого разрушения значение угла размытия текстурной компоненты θ может быть определено следующим образом:

$$\theta = 3\sqrt{D}, \quad (4)$$

где D – дисперсия углов рассеяния текстуры. При описании рассеяния текстуры нормальным законом, значение D можно выразить через определяемую экспериментально полуширину определения β :

$$D = 0,397\beta^2. \quad (5)$$

Зависимость угла размытия текстурной компоненты θ от величины деформации волочением технически чистого железа показана на рис. 3. На этом же рисунке нанесен минимальный угол размытия текстуры, значение которого даже в случае предельно больших деформаций больше нуля и составляет порядка $10^0 - 12^0$.

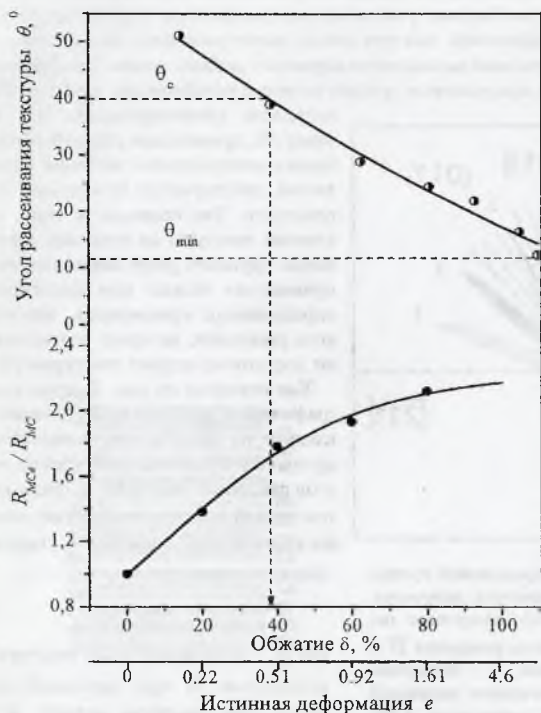


Рис.3. Зависимость угла рассеяния аксиальной текстуры θ и прироста предельной прочности R_{MSe}/R_{MC} технически чистого железа от величины обжатия δ при волочении.

критическому значению угла θ_c , начиная с которого проявляется влияние текстуры на напряжение хрупкого разрушения. Оценить влияние текстуры в двух других случаях

Зная величину критических углов θ_c для осадки и волочения, можно сделать вывод, что даже при очень большой степени предварительной деформации, которой соответствует угол размытия текстурной компоненты $10^0 - 12^0$, текстура не будет оказывать влияния на напряжения хрупкого разрушения в поперечном направлении предварительно проволоченного материала, т.к. в данном случае, исходя из принципа слабого звена, трещина всегда будет образовываться в плоскости, расположенной по углом $\alpha_0 \approx 20^0$.

Аналогичный эффект мы наблюдаем для предварительно осажженного материала в продольном направлении. Минимальный угол размытия текстурной компоненты практически равен

можно при помощи зависимостей, приведенных на рис. 3. Из приведенных выше значений критического угла размытия текстурной компоненты видно, что в случае текстуры волочения на хрупкую прочность в продольном направлении текстура начнет влиять лишь при деформации больше 40%, что соответствует $\theta_c^{lg} < 40$. Схожую картину мы наблюдаем для текстуры осадки в поперечном направлении. Из всего вышеприведенного можно сделать вывод, что, зная тип текстуры, а также величину предварительной пластической деформации (либо угол размытия текстурной компоненты), можно оценить вклад текстуры в изменение напряжения хрупкого разрушения после предварительной деформации для любого направления приложения нагрузки.

Выводы

1. Влияние кристаллографической текстуры на предельную прочность металла связано с изменением напряжения потери устойчивости зародышевых трещин в результате изменения в текстурированном материале ориентации кристаллографических плоскостей, в которых они раскрываются, относительно направления действующих растягивающих напряжений.
2. Специфика влияния кристаллографической текстуры на предельную прочность материала заключается в существовании критических значений угла размытия текстурной компоненты, начиная с которых наблюдается изменение *. Величина критического угла размытия текстурной компоненты определяется типом кристаллографической текстуры и направлением приложенной нагрузки.

Список литературы

1. Р. А. Адамеску, П. В. Гельд, Е. А. Митюшов. Анизотропия физических свойств металлов. Москва: Металлургия: 1985.
2. В. В. Усов, В. С. Гиренко, М. Д. Рабкина, Л. В. Бернадский, Н. М. Шкатулак. Влияние кристаллографической текстуры на анизотропию характеристик разрушения низколегированной стали контролируемой прокатки. ФХММ, 2, 1993г., с.47-52.
3. С. Б. Нижник. О влиянии структуры и текстуры на формирование анизотропии прочностных свойств при прокатке стальных труб. Проблемы прочности, 1997, №1, с.121-132.
4. С. А. Котречко, А. В. Кучер, Г. С. Меттус и др. Анизотропия опоры микросколу стали гисла осадки. Металлофизика и новейшие технологии, 28, 2006, с.217-224.
5. С. А. Котречко, А. В. Кучер, Ю. А. Полушкин, Г. С. Меттус, Н. Н. Стеценко. Явление анизотропии сопротивления микросколу R_{MC} углеродистой стали после осадки. проблемы прочности, 2007г, в печати.
6. В.И. Владимиров, Ш.Х. Ханнанов. Взаимодействие дислокационного скопления с дислокационной трещиной. ФТТ, 1969, т.6, с.1667-1673.
7. О.И. Владимиров, Ш.Х. Ханнанов. Распределение дислокаций в заторможенной полосе скольжений. ФММ, 1970, 30: с.281.
8. Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии /А.А. Лебедев, Б.И.Ковальчук, Ф.Ф. Гигиняк, В.П. Ломашевский: Справочник – Киев: Наук. Думка, 1976. – 18. – С. 195-200.
9. Котречко С.А., Днепренко В.Н. Физическая природа анизотропии хрупкой прочности поликристаллических металлов и сплавов. Металлофизика и новейшие технологии 2002, т.24, №7, с.909-925.