

УДК 621.793.71

СТРУКТУРНЫЕ ИСКАЖЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Б.К.Барахтин*, П.П.Петров**, С.А.Филиппов*

* - ЦНИИ КМ "Прометей", Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49

** - Институт проблем Севера, Сиб. отд. РАН, Якутск, респ. Саха, Россия.

Обсуждаются данные рентгеноструктурного анализа о плотности дислокаций в сталях широкого применения на стадии упрочнения после одноосного нагружения при низких климатических температурах.

Снижение сопротивляемости разрушению с понижением температуры характерно практически для всех металлических материалов. Термодеформационные циклы, свойственные операциям при ремонте машин и агрегатов для работы на Крайнем Севере, придают еще большее значение проблеме низкотемпературной прочности. Ее квалифицированное разрешение возможно на основе установленных количественных закономерностей между структурными изменениями и развитием процессов пластической деформации и разрушения. Учитывая актуальность и важность безаварийной работы металлоконструкций в условиях Крайнего Севера, были проведены экспериментальные исследования структуры и свойств распространенных сталей 09Г2С, 3сп, 20 и 45, эксплуатируемых при низких климатических температурах.

Методика исследования

Из заготовок выбранных марок сталей, химический состав которых приведен в таблице, изготавливали плоские образцы в форме двойной лопатки, у которой рабочий объем имел размеры (в мм): 50x4x0,5. После нормализующего отжига в течение 1 часа при температуре ~800 °С величина зерен в сталях была 20...50 мкм. Перед тем, как проводить механические испытания и структурные исследования металла, поверхность образцов электролитически полировали в растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте.

Т а б л и ц а. Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Примеси и основные легирующие добавки, вес. %		
	С	Mn	Si
Ст. 3сп ГОСТ 380-71	0.14-0.22	0.40-0.65	0.12-0.30
Ст. 20 ГОСТ 1050-74	0.17-0.24	0.35-0.65	0.17-0.37
Ст. 45 ГОСТ 1050-74	0.42-0.50	0.50-0.80	0.17-0.37
09Г2С ГОСТ 19282-73	<0.12	1.30-1.70	0.50-0.80

В планируемых экспериментах предполагалось осуществлять одноосное растягивающее нагружение металла с остановками с тем, чтобы во время пауз исследовать изменение структурных искажений с помощью метода рентгеноструктурного анализа. С этой целью образцы закреплялись в захватах специально сконструированной приставки, которая была смонтирована на гониометре рентгеновского дифрактометра ДРОН-3М [1]. Приставка оснащена необходимыми юстировочными приспособлениями и обеспечивала дискретное нагружение образца до напряжений, близких временно-му сопротивлению, в диапазоне температур от $+20$ до -60 °С.

О структурных изменениях в образце судили по результатам рентгеновской съемки, при проведении которой фиксировались два порядка дифракции от системы плоскостей (110). Полученные интерференционные линии обрабатывали методами гармонического анализа или аппроксимации [2] для выделения физического уширения и вычисления плотности дислокаций ρ с последующей статистической обработкой результатов. Точность, с которой производилась оценка величины ρ ($\rho \pm 0,02$), позволяла говорить о малой инструментальной погрешности в измеренной дислокационной плотности. Пример записанных кривых деформирования и плотности дислокаций в стали 20 в зависимости от приведенной относительной деформации $\varepsilon/\varepsilon_{\max}$ при температурах растяжения $+20$ и -60 °С показан на рис. 1.

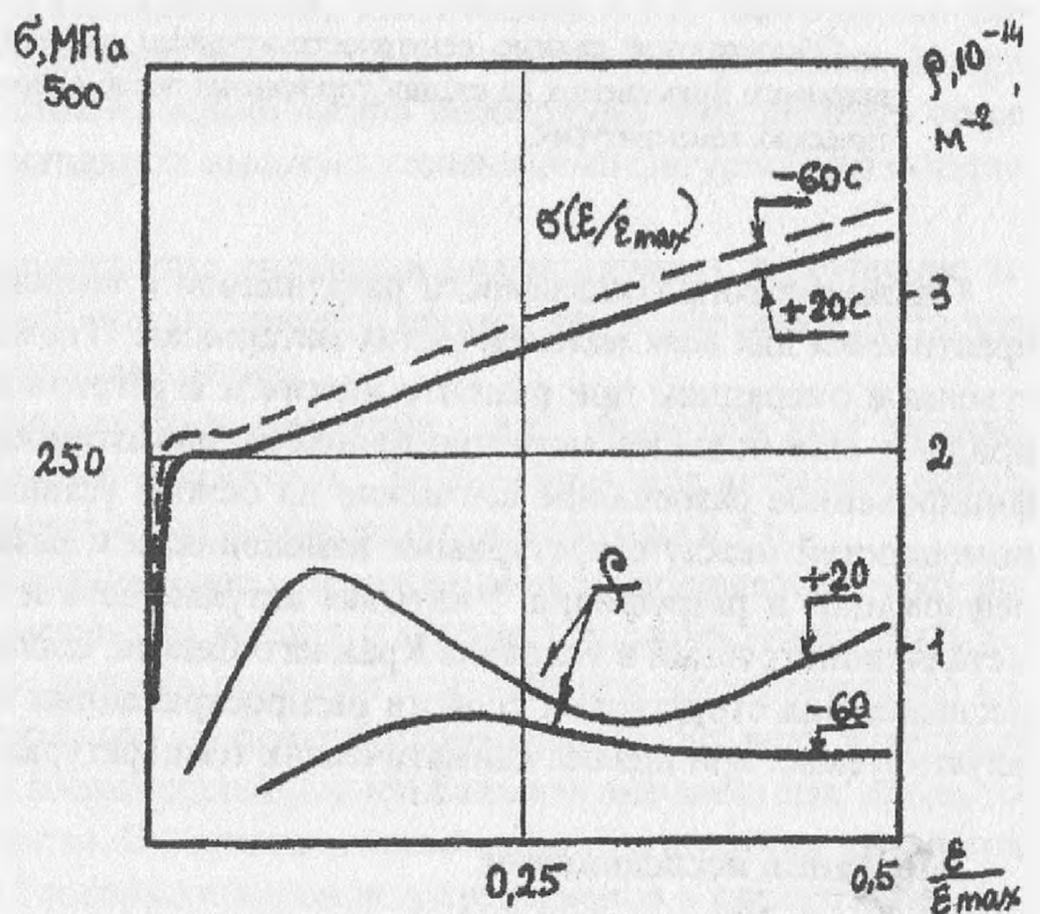


Рис. 1. Кривые деформирования стали 20 и плотность дислокаций ρ в зависимости от приведенной относительной деформации $\varepsilon/\varepsilon_{\max}$ при температурах испытания $+20$ и -60 °С.

Результаты и их обсуждение

На зависимостях $\sigma(\varepsilon/\varepsilon_{\max})$ обнаруживаются стадии, характерные для ОЦК-поликристаллов: непродолжительная начальная с площадкой текучести (до 0,04), линейная (до 0,17) и параболическая. Не замечено изменений в форме кривых растяжения и местоположениях характерных точек на ней при изменении температуры. Между тем, на фоне кривой $\sigma(\varepsilon/\varepsilon_{\max})$ зависимость плотности дефектов ρ меняется немонотонно. Так, на участке линейного упрочнения зафиксирован максимум плотности дислокаций, положение которого ε^* на оси абсцисс соответствует значениям 0,12 при температуре испытания $+20$ °С и 0,23 при -60 °С. Аналогичный феномен был неоднократно

но обнаружен во всех исследованных сталях при температурах испытаний от комнатной до -60°C , что иллюстрируется графиками в координатах $\rho(\epsilon_{\text{отн}})$ на рис. 2.

Совместный анализ полученных зависимостей позволил установить, что появление максимума ϵ^* наиболее отчетливо обнаруживается в сталях 3сп и 20, содержащих примерно одинаковое количество примесей.

Снижение содержания углерода с одновременным возрастанием количества марганца и кремния (ст. 09Г2С) или увеличение концентрации углерода (ст. 45) приводят к меньшему эффекту немонотонного поведения величины ρ , что свидетельствует о существовании определенного интервала в суммарном содержании примесей (рис. 3), оказывающего влияние на немонотонный характер структурных искажений.

Влияние температуры на величину относительной деформации ϵ^* , при которой обнаруживаются максимальные структурные искажения, замечено лишь в сталях 3сп и 20, где ее повышению от -60 до $+20^{\circ}\text{C}$ соответствует уменьшение экстремальных значений ϵ^* на 2%. Необходимо добавить, что при экстремальных значениях относительной деформации ϵ^* величина искаженности структуры $\rho(\epsilon^*)$ возрастает с повышением температуры.

Оценка скорости уменьшения структурных искажений ($d\rho/d\epsilon$) после преодоления максимума $\rho(\epsilon^*)$ в сталях при $+20^{\circ}\text{C}$ показала, что с коэффициентом корреляции 0,8 на величину ϵ^* влияет концентрация углерода в соответствии с уравнением:

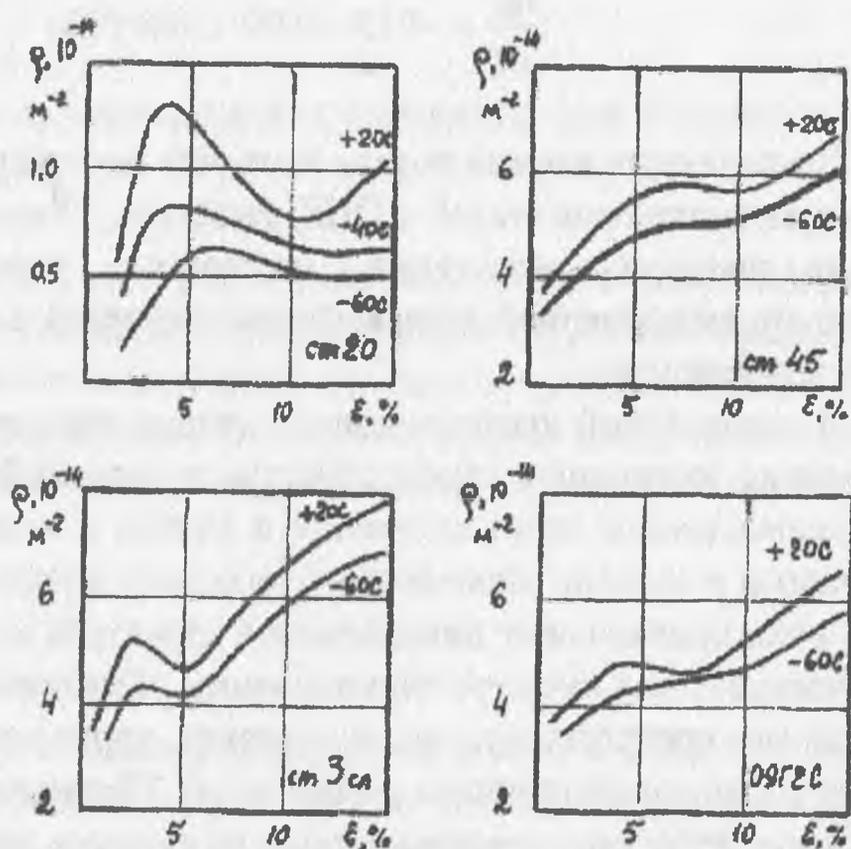


Рис. 2. Изменение плотности дислокаций в сталях 09Г2С, 3, 20 и 45 на начальных стадиях упрочнения при температурах испытания $+20$ и -60°C .

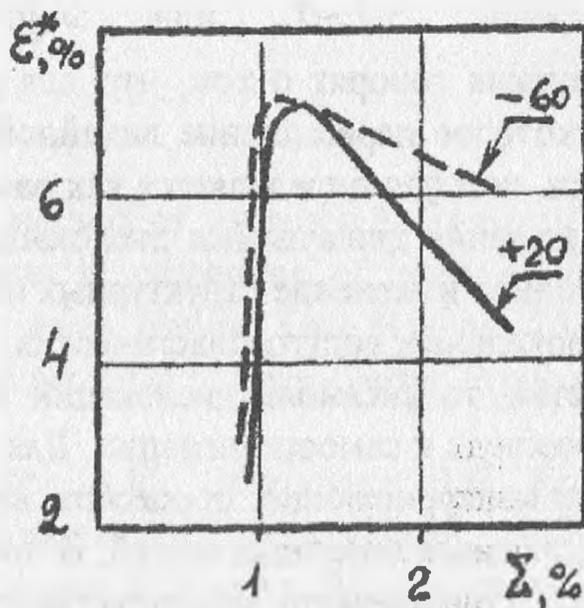


Рис. 3. Значения относительной деформации ϵ^* , соответствующие положениям максимума структурных искажений в сталях, в зависимости от суммарного содержания примесей Σ .

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = -0,13 + 0,09 \cdot C(\text{вес, \%}) .$$

Приведенные данные показывают, что на стадии линейного упрочнения в структуре исследованных сталей с ОЦК решеткой, обнаружен эффект немонотонного изменения структурных искажений с максимумом, вероятность обнаружения которого зависит от определенной концентрации примесей в металле и слабо подвержена влиянию температуры.

В современной дислокационной теории считается доказанным [3], что условия зарождения, движения и взаимодействия дислокаций на стадиях перехода от однородного распределения через сплетения и клубки к ячеистой структуре являются доминирующими в явлении упрочнения. Поскольку в упрочнении ОЦК поликристаллов ведущая роль принадлежит динамической структуре из хаотических и плоских скоплений дислокаций, то в качестве первопричины обнаруженного эффекта представляется естественным предположить возникновение упруго-пластической неустойчивости в ансамбле взаимодействующих дефектов [4]. Полагают, что на первоначальном этапе упрочнение $d\sigma/d\varepsilon$ определяется длиной свободного пробега дислокации:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \approx G \frac{\bar{l}}{L},$$

где G – модуль сдвига; $\bar{l} = 1/(\sqrt{\rho})$ – характеристическое расстояние в системе однородно распределенных дефектов с концентрацией ρ ; L – средняя длина свободного пробега дислокаций. Предполагается, что в момент перехода от однородного распределения к клубковым образованиям при достаточно больших плотностях дефектов формируется критическая структура, которая при определенной пороговой деформации распадается на две с характеристиками:

$$5 \bar{l} \sim L \quad \text{или} \quad 5/\sqrt{\rho} \sim L.$$

Эти уравнения говорят о том, что для распада хаотического ансамбля дефектов требуется некоторое пересыщение линейной плотности дислокаций по отношению к длине пробега, которая определяется как расстояние между двумя последовательными актами размножения движущейся дислокации. И если экспериментально обнаруженное немонотонное изменение структурных искажений вызвано особенностями кинетики в форме локальных упруго-пластических неустойчивостей движущихся дислокаций в ОЦК решетке, то ансамбль дислокаций можно рассматривать как неравновесную систему, способную к самоорганизации. Для реализации самоорганизации необходимо не менее двух конкурирующих процессов, взаимосвязанных посредством положительных и отрицательных обратных связей. В проведенных экспериментах роль таких процессов могла принадлежать механоактивируемому дислокационным, зависящим от средних расстояний \bar{l} и L , а также дальнего действия упругих полей, и термоактивационным процессам с участием точечных дефектов и дислокаций [5].

Среди различных точек зрения, объясняющих физический смысл величины L , представляется интересным толкование средней длины пробега дислокации как структурнообусловленного расстояния, в результате прохождения которого происходит удвоение плотности дефектов [6]. При выполнении этого условия, в описании эволюции неоднородного ансамбля из хаотических дислокаций мы можем перейти от кинетического уравнения:

$$\frac{dX}{dt} = f(X),$$

к дискретной форме логистического уравнения итерационного типа в теории динамики Ферхюльста [7]:

$$X(n+1) = h \cdot X(n).$$

Здесь X – некоторая характеристика материала (плотность дислокаций, например) в последовательности n дискретных (во времени) состояний; h – функция самоподобия.

В случае доказательства правомочности такого перехода появляется реальная возможность по нескольким последовательным экспериментально найденным значениям плотности дислокаций на начальной стадии упрочнения построить всю кинетическую зависимость.

Выводы

1. При одноосном однородном растяжении образцов из сталей 09Г2С, 3сп, 20 и 45 в условиях низких эксплуатационных температур (до -60°C) обнаружен эффект не-монотонного с максимумом изменения структурных искажений.
2. Наибольшая вероятность обнаружения эффекта в сталях с наименьшей суммарной концентрацией примесей: 3сп и 20.
3. Структурные искажения на стадии линейного упрочнения дислокационной природы. Предполагается, что обнаруженный максимум обусловлен упруго-пластическими неустойчивостями, возникшими в металле при достижении критической плотности дислокаций в момент распада хаотического однородного распределения дефектов и образования упорядоченных клубковых структур.
4. Высказано предположение о возможности описания кинетики дислокаций на стадии упрочнения с помощью логистического уравнения итерационного типа.

Список литературы

1. Petrov P.P., Platonov A.A. Complex method of approach to research of exploitations characterized of pipeline for natural gas in conditions of extreme north // The 5-th International Conference on Northeast Asian Natural Gas Pipeline. 25- 27 July, 1999, Yakutsk, Republic of Sakha, Russia.- Yakutsk.: Inst.of Phys.-Techn. Probl. of the North, SD RAS.- 1999.-p.403- 408.
2. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия.- 1982.- 632 с.
3. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов.- Киев: Наук.думка.- 1987.- 248 с.
4. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 2. Деформация.- М.: МИСИС.-1997.- 527 с.
5. Фракталы и прикладная синергетика. Сб.тез.докл. 1-го Междисциплинарного семинара ФиПС-99, Москва. М.- 1999.- 153 с.
6. Смирнов Б.И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука.- 1981.- 236 с.
7. Пайтген Х.О., Рихтер П.Х. Красота фракталов.- М.: Мир.- 1993.- 175 с.