

РЕЛЬЕФ ЗЕРЕН РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ОБРАЗАХ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИНАМИКИ

Баракhtин Б. К., Зворыгин Р. Г.

ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт – Петербург, Россия
bbarakhtin@mail.ru

В цикле работ, направленных на совершенствование операций горячего деформирования судостроительных сталей типа 09ХНЗМД, с помощью экспериментально-расчетного критерия диссипации механической энергии и результатов электронно-микроскопического исследования извилистости границ зерен, находившихся на поверхностях деформированных образцов, были найдены режимы, которые отвечали оптимальному сочетанию температуры и скорости формоизменения стальных полуфабрикатов [1].

Так, в поле параметров «скорость относительной деформации $\dot{\epsilon}$ - температура T » наиболее благоприятный режим воздействия соответствовал траектории: $\dot{\epsilon} \sim 2.0 \text{ с}^{-1}$ при T в диапазоне от 800 до 900⁰С, далее при $T \sim 900^0$ С и $\dot{\epsilon}$ от 2.0 до 20.0 с^{-1} (рис.1).

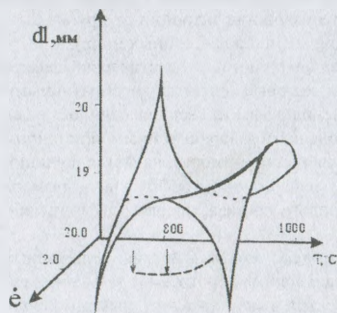


Рис. 1. Изменение абсолютного удлинения образцов (dl) в зависимости от скорости ($\dot{\epsilon}$) и температуры (T) деформации.

В связи с разработкой новых экономно легированных сталей типа 09Г2ФБ и применением технологических операций, которые сопровождаются теплыми эпизодическими нестационарными пластическими деформациями полуфабрикатов, изучение явлений, происходящих в процессе деформирования стальных листов, было продолжено.

Известно [2], что при повышенных температурах непрерывающееся деформирование обеспечивает приток подвижных деформаци-

онных дефектов (дислокаций), которые, в зависимости от температуры, перераспределяются с образованием малоугловых границ и дроблением зерен (полигонизация) или «выметаются» в мигрирующие большеугловые границы (рекристаллизация). Началу рекристаллизационных процессов должна предшествовать некоторая (критическая) пластическая деформация. Предполагаемые структурные изменения в любом из микро- и мезообъемов образцов и, следовательно, на любой точке поверхности соответствуют состоянию баланса между процессами упрочнения и возврата.

$$\frac{d\sigma}{de} = \underbrace{\frac{\partial\sigma}{\partial e}}_{\text{упрочнение}} + \underbrace{(de/dt)^{-1} \frac{\partial\sigma}{\partial t}}_{\text{возврат}}, \quad \text{где } de/dt = b[L\dot{\rho}/\dot{t} + \rho\dot{L}/\dot{t}].$$

Здесь σ и e – напряжения и деформации в выделенном объеме структуры, t – время, b – вектор Бюргера, L – длина пробега дислокаций плотностью ρ . Демпфирование $d\sigma/de$ определяется напряженно-деформированным состоянием объекта в целом, упрочнение $\partial\sigma/\partial e$ – концентрацией и видом дислокационных структур, $\partial\sigma/\partial t$ и de/dt – подвижностью (временем релаксации) активных элементов (дефектов) в представительном объе-

ме. В зависимости от внешних условий продолжительность процессов релаксации занимает от 10^{-2} до 10^2 минут.

Поскольку помимо температуры и скорости пластического воздействия на величину критической деформации оказывают влияние химический состав металла и технология его производства, ожидалось, что исходное (дислокационное) строение металла, которое определяется скоростью его охлаждения после операции термомеханической обработки с ускоренным охлаждением, также окажет влияние на поддержание динамического баланса между упрочнением и возвратом. Поэтому задачей работы являлось обнаружение и описание возможных изменений в структуре зерен образцов, которые подвергались одноосному растяжению в условиях непродолжительного нагрева при температурах 600°C .

Методика исследований

Материалом для исследований был выбран прокат, который изготавливается из сталей типа 09Г2ФБ. Листы толщиной 10 - 70мм изготавливались по технологии термомеханической обработки (ТМО) с ускоренным охлаждением при закалке. Она осуществлялась в циркуляционном водяном баке (ОБ) или в установке контролируемого охлаждения (УКО). С целью имитации последующих производственных операций, связанных с тепловой деформацией (гибкой или правкой) листов, изучение структурных изменений в деформируемом металле производилось с помощью высокотемпературного металлографического микроскопа АЛАТОО. Из-за особенностей конструкции этого прибора, одноосное растяжение с одновременным нагревом образцов осуществляется в условиях нестационарного поля температур. Поэтому условие баланса между упрочнением и возвратом в разных мезообъемах образца оказывается непостоянным. Поскольку температура испытаний назначалась ниже гомологической температуры, при которой в сплавах железа активизируется термоактивированное переползание дислокаций, предполагаемые изменения в строении границ зерен должны контролироваться динамикой процессов, связанных с рождением активных деформационных дефектов и организацией дислокационных структур. Тогда в зависимости от кинетики взаимодействия и сбалансированности в системах дефектов «дислокации (Д) – малоугловые границы (МУГ)» и (или) «дислокации (Д) – зернограничные дислокации (ЗГД) в большеугловых границах (БУГ)» следовало ожидать переход от динамического возврата к возникновению центров динамической рекристаллизации [3].

Образцы (рис.2) длиной 55мм и сечением $3 \times 3 \text{ мм}^2$ испытывались одноосным растяжением со скоростью $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ при температуре 600°C до относительной деформации ϵ в пределах 5 – 15%. Температура контролировалась термопарой, закрепленной в центре образцов.



Рис. 2. Общий вид образца, на котором отмечены места, где были подготовлены шлифы.

Рельеф поверхности деформированных образцов исследовался, как с помощью светового микроскопа АЛА ТОО, так и с использованием электронного растрового микроскопа «SEM 535». Помимо изучения деформационного рельефа поверхности, выпол-

нялся традиционный металлографический анализ шлифов, подготовленных на образцах после их испытания в высокотемпературной камере. Обработка полученных изображений производилась методами количественной металлографии.

Результаты исследований

В ходе работы было установлено, что исходная структура металла в образцах зависит от условий промышленной закалки после термомеханической обработки (рис.3).

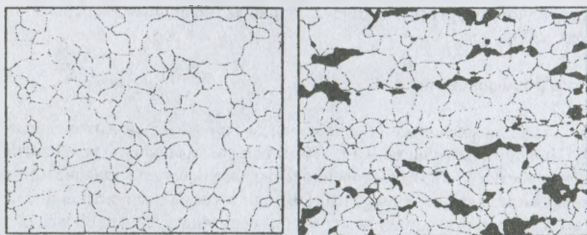


Рис. 3. Структура металла, выявленная на шлифах в зоне захватов: слева – после обработки в ОБ, справа – после прохождения УКО, $\times 1000$.

Так, на шлифах, у которых местоположение соответствовало участкам образцов, находившихся вблизи захватов растягивающего устройства ($T = 20^{\circ}\text{C}$ и $e = 0\%$), была зафиксирована равноосная структура зерен. Причем в образцах, которые были обработаны по технологии «ОБ», зерна представляли собой преимущественно ферритную составляющую (содержание перлита не более 2%). В образцах проката, охлажденного в УКО, количество перлита достигало 12 - 14%.

Полученные данные говорили о том, что обработка в УКО сопровождается более интенсивным охлаждением и приводит к структуре с большим запасом внутренней (латентной) энергии, чем после операции ОБ.

Из этого также следовало, что поперечное скольжение, которое в отсутствие переползания дислокаций является главным элементом динамического возврата, должно протекать с большей активностью в образцах с феррито-перлитным строением и приводить к более совершенной субструктуре с более крупными зернами. Поэтому при выборе условий тепловой деформации, которые могли моделировать возможные нестационарные термомеханические (технологические) воздействия, для образцов с ферритной структурой была назначена деформация до $e = 5\%$. Образцы, в которых доминировало феррито-перлитное строение (после УКО), растягивались до относительной деформации (e), равной 7,4 и 15%.

В образцах, испытанных растяжением в неоднородном поле температур, на фоне неизменного среднего размера зерна на уровне 9 – 10 балла зафиксирована трансформация вида функции распределения зерен по размерам (рис.4).

Например, после растяжения на 5 и 7,4% полученные распределения в форме гистограмм своим видом были похожи на прямоугольные треугольники, у которых вершины ориентированы в сторону максимума температурного поля.

Деформация на 15% характеризовалась симметричной, но более «уширенной» функцией распределения, что свидетельствовало об изменениях в динамическом равновесии между процессами упрочнения и возврата с возможным началом процесса динамической рекристаллизации. При этом форма зерен сохраняла равноосные очертания.

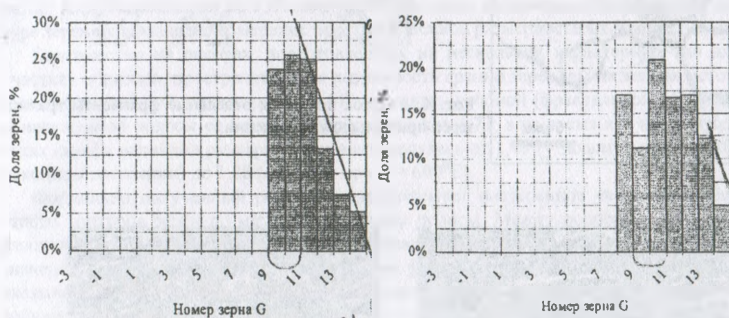


Рис. 4. Форма гистограмм распределения по размерам зерен. Слева – после деформации на 5%. Справа – после растяжения на 15%.

На шлифе образца, деформированного на 15%, на расстоянии ~ 10 мм от центра ($T \sim 550^{\circ}\text{C}$) выявлена полоса шириной до 150 ± 50 мкм, ориентированная перпендикулярно направлению растяжения (рис.5).

В пределах этой полосы в рельефе границ зерен замечена извилистость в форме локализованных или чередующихся плавных выступов и впадин, ориентированных по направлению нормали к границе (рис.6). Кроме этого были зафиксированы участки с измельченными зернами, которые группировались вблизи границ в виде ожерелья. Не замечено, чтобы на ширину основания выступов (вдоль границ) и их высоту (удаленность от границы) влияла температура испытания. Эти факты подтверждали предположение о деформационной природе наблюдаемых изменений в структуре металла.

Обнаруженные особенности: неоднородность в размерах, но сохраняющаяся равноосность зерен, зубчатость их границ и новые колонии из мелких зерен, свидетельствовали о реализации стадии динамической рекристаллизации.

Характерно, что на поверхностях образцов, деформированных на $e = 5$ и 7,4%, рельеф в виде прямолинейных внутризеренных (предположительно, малоугловых) границ наблюдался вдоль всей их длины (рис.7).

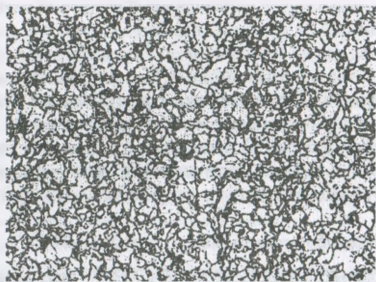


Рис. 5. Внутреннее строение стали в пределах полосы с рельефными очертаниями зерен при оптическом увеличении $\times 400$.

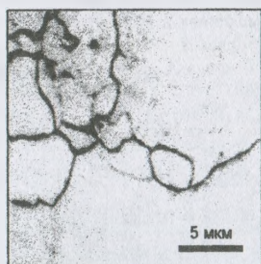


Рис. 6. Участок полосы и отдельные фрагменты границ зерен при большом увеличении.

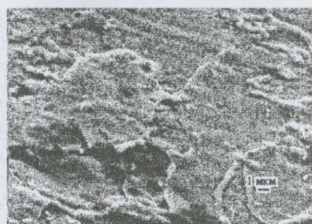
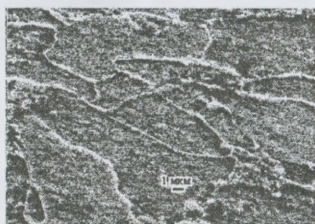


Рис. 7. Поверхностный рельеф образцов, деформированных на 7,4% - слева и 5% - справа. Электронный растровый микроскоп, вторичные электроны.

На образце, который был деформирован на 15%, внутри зерен прямолинейные границы обнаружены преимущественно до местоположения выделенной полосы. Для участков поверхности, находившихся ближе к середине образца, где поддерживалась температура 600°C , косвенным указанием о начале процессов динамической рекристаллизации явилось наличие зерен преимущественно округлого вида, у которых в рельефе границ извилистость встречалась редко (рис.8).

Рельеф поверхности ↓ *середина* (600°C) ↓ *полоса* ($\sim 550^{\circ}\text{C}$); ближе к захвату ↓

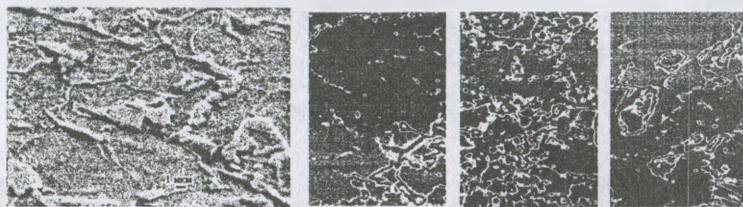


Рис. 8. Поверхностный рельеф полосы в лучах SE электронов – слева и бинарные изображения контуров границ - справа, которые наблюдались вблизи полосы на поверхности образца, растянутого на 15%.

Результаты проведенных наблюдений являлись дополнительным подтверждением предположения о том, что в пределах обнаруженной полосы реализуется переход от динамического возврата к динамической рекристаллизации со сменой механизма релаксации с участием дислокаций и границ зерен.

Вследствие отсутствия участков макроскопической локализации повреждения в образце, деформированном на 15%, для характеристики критического состояния в структуре зерен использовано измерение пространственной размерности их границ.

Повсеместно на шлифах, подготовленных на нескольких характерных (по длине) участках образцов, пространственная размерность границ зерен, вычисленная методами мультифрактальной параметризации [4], оказалась дробной (фрактальной). В пределах обнаруженной полосы ее значения определены как 1,72, в то время как на других участках шлифа величина размерности границ менялась от 1,48 (у захватов при $T = 20^{\circ}\text{C}$ в исходном состоянии) до 1,28 (в центре при $T = 600^{\circ}\text{C}$).

Формально полученный результат характеризует постепенное увеличение извилистости контуров зерен до места обнаружения полосы. Между полосой и центром образца очертания зерен вновь становились плавными и совершенными, на что и указали значения размерности. Физически поведение фрактальной размерности с максимумом указывает на изменения в термодинамическом состоянии границ и наличии точки неустойчивости (бифуркации).

Полученные данные не противоречат сложившимся представлениям о процессах диффузионно-сдвиговой релаксации, которые сопровождают пластическую деформацию в диапазоне температур. Суть релаксации состоит в том, что с участием вакансий происходит коррелированное взаимодействие близко расположенных дислокаций. Специфической чертой механизма является отличие процессов и результатов их протекания в стенках и внутри дислокационных ячеек. Так, вследствие различий в плотности дислокаций и химического потенциала вакансий решеточные дислокации в малоугловых стенках ячеек сближаются настолько, что начинается формирование зернограницных дислокаций (ЗГД), типичных для процессов рекристаллизации. Поэтому в модели структурных изменений должно быть учтено взаимодействие не менее двух типов дефектов: «скользящие дислокации Д – малоугловые границы МУГ» и «скользящие дислокации Д – зернограницные дислокации ЗГД в большеугловых границах БУГ». Между собой дефекты различаются подвижностями¹ (D) или эффективными временами релаксации (t_r). Для материала, в котором исходная плотность дислокаций определяется (ρ_0), возможные уравнения модели структурных изменений при деформации (e) имеют вид:

$$\frac{de}{dt} = A n(t_n) - e / t_c \quad (\text{рост плотности границ с учетом релаксации образца});$$

$$\frac{dn}{dt} = B e \rho - n / t_n \quad (\text{баланс между } \rho \text{ и возникновением границ});$$

$$\frac{d\rho}{dt} = (\rho_0 - \rho) / t_p - C e n(t_n) \quad (\text{«дислокационный остаток» с учетом стока в границы});$$

$$t_n = F / T \rho \quad (\text{возможное изменение времен релаксации}).$$

Здесь: ρ – плотность хаотических подвижных дислокаций; n – разность плотностей источников и стоков в границах; A, B, C, F – константы; T – температура; t_c, t_n и t_p – соответствующие времена релаксации (для образца в целом, системы границ и дислокационного ансамбля).

Для численного интегрирования системы имеющихся экспериментальных данных пока недостаточно. Тем не менее, исходя из общих соображений, можно предсказать поведение решений. Например, если подвижности взаимодействующих дефектов различаются незначительно ($D_d \geq D_{\text{МУГ}}$), то это может соответствовать квазигармоническому состоянию системы около линии ХС (рис.9). Вследствие этого ансамбля из подвижных дислокаций и образующихся малоугловых границ являются потенциально ав-

¹ Подвижность – параметр, имеющий смысл коэффициента диффузии.

токолебательными. Если подвижности дефектов в случайном статистическом ансамбле существенно разнятся ($D_d \gg D_{\text{БУГ}}$), то его состояние характеризуется как пиковое. Поэтому факт изменения величины размерности с экстремумом можно интерпретировать как изменение диссипативного состояния с переходом от квазигармонического к пиковому. В таком случае в фазовом переходе наиболее вероятной является неустойчивость типа «складка», что и определяет появление зародышей новых зерен деформационной природы.

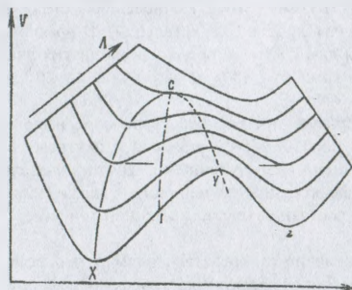


Рис. 9. Возможный вид потенциального рельефа V дислокационного ансамбля вблизи границ ХС – МУГ и CZ – БУГ. Участок ХСУ – площадка равновесия, за которой следует складка; стрелкой А обозначено направление роста деформации ϵ и температуры T ; горизонтальная ось – r .

Особенности в строении границ зерен, выявленные на шлифах и внешней поверхности деформированных образцов, свидетельствуют о том, что при растяжении с назначенной (10^{-2} с^{-1}) постоянной скоростью, изменения во внутреннем строении сталей типа 09Г2ФБ осуществляются за счет преимущественно динамического возврата с присущими чертами эстафетности и саморегуляции. При увеличении степени деформации эстафетность релаксационных процессов приводит к смене релаксационных процессов на более эффективные. Саморегуляция состоит в том, что среди разных механизмов релаксации приоритет принадлежит контактному взаимодействию. Можно предположить, что смена диссипативного состояния с переходом к динамической рекристаллизации обусловлена накоплением дислокаций до критической концентрации ρ_c . Величина критической плотности дефектов зависит от исходного состояния металла (ρ_0), температуры (T) и скорости пластической деформации ($\dot{\epsilon}$).

Выводы

1. Ускоренное охлаждение листов сталей типа 09Г2ФБ приводит к формированию феррито-бейнитной структуры, которая в условиях теплого (до 600°C) активного растяжения (со скоростью $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) до средних ($\sim 15\%$) относительных деформаций обнаруживает признаки изменения диссипативного состояния с переходом от динамического возврата к динамической рекристаллизации. Величина теплой (при $T \sim 550^\circ\text{C}$) относительной деформации $\epsilon \sim 15\%$ для структур, сформированных технологией ТМО + УКО, в этих сталях является критической для активации динамической рекристаллизации.

2. По изменениям рельефа внешней поверхности образцов и контурам границ зерен во внутренних объемах установлено, что переход от динамического возврата к динамической рекристаллизации локализован и реализуется в пределах полосы шириной $\sim 150 \pm 50 \text{ мкм}$, расположенной на расстоянии 10 мм от центра образца.

3. Обнаруженное явление интерпретируется как фазовый переход типа «складка» в среде с нелинейными свойствами, где возможная смена диссипативного состояния обусловлена возникновением динамической неустойчивости между притоком активных дислокаций и их последующим стоком вначале в малоугловые, а затем большеугловые границы. Предполагается, что множественные изгибы границ зерен связаны с процессами самоорганизации дефектов кристаллического строения.

Работа выполнена при государственной поддержке ведущих научных школ РФ (код гранта № НШ-1505.2003.8).

Список литературы

1. Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Рыбин В.В. Мультифрактальный анализ структурных изменений при вариации температурно-скоростных режимов пластической деформации. Труды 5-го Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». Великий Новгород: НГУ, 2001. - т.2. - с.38-42.
2. Штремель М.А. Прочность сплавов Часть 2. Деформация. М.: МИСИС, 1997. - 527 с.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986 - 479с.
4. Барахтин Б.К., Чашников В.Ф. Программа ЭВМ для мультифрактального анализа изображений структур металлов и сплавов // Вопросы материаловедения, 2001,N 4 (28). с.5-8.

УДК 539.25:620.187

ОСОБЕННОСТИ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОЙ АККОМОДАЦИИ ПАКЕТОВ МАРТЕНСИТА В СТАЛЯХ ИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУР

Барахтин Б. К., Зворыгин Р. Г.

ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт – Петербург, Россия

Накопленные знания о структуре и свойствах, а также практический опыт применения сталей судостроительного назначения говорят о том, что в последовательности технологических операций термомеханической обработки (ТМО) увеличение скорости охлаждения при закалке листового проката сопровождается заметным улучшением всего комплекса механических свойств [1]. Одной из причин, ответственных за возрастание прочности и вязкости сталей, является формирование игольчатых мартенситных и (или) бейнитно-мартенситных мезофаз² речного дислокационного строения [2]. В качестве другой причины, способной оказать влияние на завершенность и кинетику фазовых превращений, видится неоднородное неравновесное состояние матрицы после закалки, особенно заметное при производстве толстолиствого проката. Так, в результате

² Здесь и далее термин «мезофаза» означает продукты ГЦК → ОЦК реакции, сосредоточенные в пределах зерен металла.