

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.14:539.389.2

МОДЕЛЬ РАЗВИТИЯ И МЕХАНИЗМ МИКРОУПРОЧНЕНИЯ И РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ НЕТЕКСТУРИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

© 2019 г. Ч. Лью^а, А. Ж. Хе^а, *, И. Цян^б, Д. Ф. Гуо^с, Дз. Шао^а

^аНациональный Инженерный Исследовательский Центр Передовой Технологии Прокатки,
Пекинский Университет Науки и Технологии, Пекин, 100083 Китай

^бВсеитайская Академия Машиноведения и Технологии, Пекин, 100044 Китай

^сСтан горячей полосовой прокатки 2250, Компания Valin Lysteel Co., лтд, Лоуди, 417000 Китай

*e-mail: harui_ustb@163.com

Поступила в редакцию 11.04.2017 г.

После доработки 15.01.2018 г.

Поскольку при высоких температурах возможно протекание фазовых превращений, при горячей прокатке нетекстурированной электротехнической стали неизбежна обработка материала в многофазном состоянии. Из-за различия кристаллических решеток феррита и аустенита, при создании модели развития при прокатке таких процессов как упрочнение и разупрочнение материала и установлении механизма разупрочнения необходимо учитывать указанные фазовые превращения. Совместный эффект деформационного упрочнения и динамического разупрочнения обусловлен не только температурой, но и тесно связан с кристаллической структурой подвергаемого обработке материала. В настоящем исследовании, напряжение на установившейся стадии деформации выбирается в качестве параметра, дающего возможность на основании экспериментальных кривых “напряжение – деформация” и реальных условий прокатки приблизительно характеризовать сопротивление обрабатываемого материала деформированию. В основу модели развития процессов упрочнения–разупрочнения в ферритных и в аустенитных областях прокатываемого материала положено уравнение Аррениуса. На основании металлографических исследований установлено, что доминирующим механизмом разупрочнения в аустенитных областях материала являлась динамическая рекристаллизация, а в ферритных областях – динамический возврат. Эти наблюдения позволили преодолеть отдельные трудности, обусловленные различием точек зрения ряда авторов по данному вопросу. В связи с этим на основании известного из дислокационной модели соотношения между величинами установившегося напряжения и скорости накопления дислокаций и их аннигиляции, было предложено ввести в теорию так называемый показатель отношения степеней упрочнения и разупрочнения, пропорционального квадрату значения установившегося напряжения течения. Этот параметр позволяет связать между собой макроскопическое установившееся напряжение течения и эволюцию дислокационной структуры на микроскопическом уровне, а также провести количественную оценку совместного влияния деформационного упрочнения и динамического разупрочнения в областях различного фазового состава.

Ключевые слова: нетекстурированная электротехническая сталь, модель микро- упрочнения и разупрочнения, уравнение Аррениуса, дислокационная модель, фазовые различия

DOI: 10.1134/S0015323018080089

1. ВВЕДЕНИЕ

Нетекстурированная электротехническая сталь представляет собой функциональный материал, находящий широкое применение в электромеханической, военной и аэрокосмической отраслях производства. На многих металлургических заводах она становится одним из наиболее конкурентоспособных продуктов производства [1]. Для низкоуглеродистой нетекстурированной электротехнической стали с высоким содержанием кремния характерна высокая температура фазового пре-

вращения, реализующегося в процессе технологического охлаждения (в основном, между 900 и 1000°C) [2]. Именно это приводит к возникновению γ – α -превращения при горячей прокатке. При этом в технологическом процессе сталь проходит три фазовых состояния: аустенит, двухфазное и феррит. Вследствие различия кристаллических решеток феррита и аустенита в областях существования этих двух фаз при горячей деформации различны как эффект деформационного упрочнения и динамического разупроч-

Таблица 1. Химический состав (вес. %) исследованной нетекстурированной электротехнической стали

| C | Si | Mn | Al | P | S |
|-------|------|------|------|------|--------|
| 0.003 | 0.85 | 0.25 | 0.33 | 0.03 | 0.0045 |

нения, так и механизмы разупрочнения. Прогностические модели, которые можно найти в литературе и интернете, грешат пренебрежением обусловленных фазовым составом различий и, тем самым, не в состоянии удовлетворить жестким требованиям выбора величины деформирующего усилия при прокатке. Они также не способны обеспечить разумное объяснение возникновения аномальной упругой волны в материале, наблюдаемой между этапами многопроходной прокатки [3]. Тем самым возникает необходимость развития моделей, адекватно характеризующих сопротивление различным по фазовому составу областям нетекстурированной электротехнической стали деформированию при прокатке; вместе с этим необходим поиск подходов к количественному описанию вариаций микро-упрочнения и разупрочнения, обусловленных протеканием фазового превращения.

В литературе можно найти немного работ, посвященных модели одновременного развития процессов микро-упрочнения и разупрочнения при деформировании нетекстурированной электротехнической стали. Еще меньшее число исследователей интересуется установлением механизмов разупрочнения, характерных для ферритных и аустенитных областей материала. По присутствию на кривых “напряжение–деформация” заметного пика напряжения, Сао с соавторами [4] установил, что когда скорость деформации не превышает 1 с^{-1} , можно отчетливо наблюдать в материале признаки динамической рекристаллизации. Если скорость деформации превышает указанную величину, динамическая рекристаллизация подавлена вследствие увеличения значения критической деформации, по достижению которого рекристаллизация может реализоваться. При подавлении динамической рекристаллизации в указанном случае преобладающим механизмом разупрочнения материала становится динамический возврат. Однако в предыдущих исследованиях, посвященных изучению рекристаллизации С–Mn-сталей при горячей прокатке [5, 6], было выработано убеждение, что именно динамическая рекристаллизация является основным механизмом разупрочнения материала при прохождении им первых в технологической цепочке клетей прокатного стана, где средняя скорость деформации превышает величину 5 с^{-1} . По всей видимости, если вышеприведенные заключения делаются в случае нетекстурированной электротехнической стали, придется сталкиваться с рядом несообразностей.

Вследствие обусловленных фазовым составом различий, тип механизма разупрочнения может оказаться более сложным. Тем самым определение типа механизма разупрочнения только по данным диаграмм деформации (кривые “напряжение–деформация”) является недостаточным. Помимо этого необходимо еще руководствоваться результатами металлографических наблюдений. Более того, предыдущие исследования были в основном сфокусированы на изучении макроскопического сопротивления деформированию со стороны феррита и аустенита [7, 8], а количественные показатели для оценки совместного влияния микро-упрочнения и разупрочнения не устанавливались и, тем самым, не принимались в расчет.

В данном исследовании области критических температур превращения при различных скоростях технологического охлаждения устанавливались в тестах на термическое расширение, в которых извлекалась информация, важная для последующего выбора температур деформации. Затем, на основе уравнения Аррениуса, строились модели одновременного развития процессов микро-упрочнения и разупрочнения феррита и аустенита соответственно. Для достоверности идентификации механизма разупрочнения нетекстурированной электротехнической стали в процессе горячей деформации были проведены металлографические исследования структур обеих реализующихся фаз. Окончательно, в согласии с дислокационной моделью, мы предложили ввести в рассмотрение так называемое отношение степеней упрочнения и разупрочнения. Оно по сути характеризует совместное влияние микро-упрочнения и разупрочнения и более подходит для обнаружения различий между областями существования каждой из двух фаз, реализующихся в нетекстурированной электротехнической стали.

2. МОДЕЛИ МИКРО-УПРочНЕНИЯ И РАЗУПРочНЕНИЯ С УЧЕТОМ ОБУСЛОВЛЕННЫХ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ РАЗЛИЧИЙ

2.1. Область критических температур превращения

Критические температуры превращения при различных скоростях охлаждения для нетекстурированной электротехнической стали могут быть определены в тестах на термическое расширение. Химический состав исследованной стали приведен в табл. 1. Соответствующая термокинетическая диаграмма превращения при непрерывном охлаждении представлена на рис. 1. Можно видеть, что температуры начала фазового превращения нетекстурированной электротехнической стали больше по величине, чем в случае нелегированной углеродистой стали. Все они лежат выше

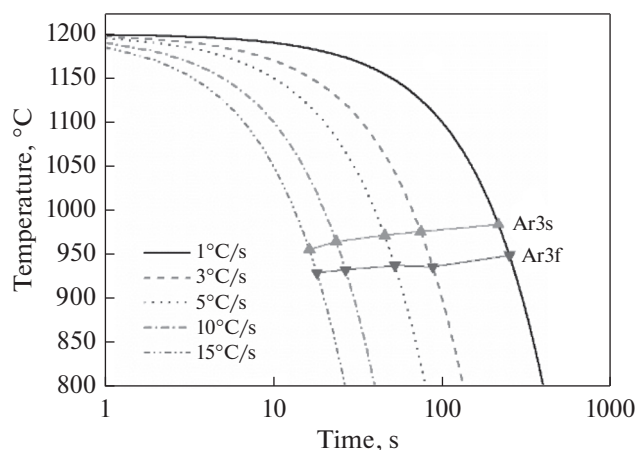


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма (превращения при непрерывном охлаждении).

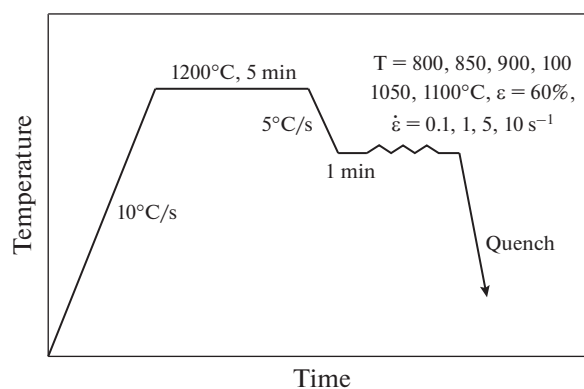


Рис. 2. Схематическое представление этапов комплексной обработки образцов.

950°C. Между тем эти температурные области довольно узкие, протяженностью приблизительно 30°C. В условиях промышленного производства падение температуры заготовки при ее продвижении от предыдущей к последующей клети прокатного стана составляет приблизительно 25–35°C [9], и предыстория деформирования сказывается на фазовом превращении [10, 11] так, что переход аустенита в феррит завершается за время между проходами. Поэтому в данном исследовании двухфазное состояние материала не рассматривалось; в основном изучались различия между ферритным и аустенитным состояниями.

2.2. Модели одновременного развития процессов микро-упрочнения и разупрочнения для ферритного и аустенитного состояния материала

Эксперименты на горячее сжатие проводились в широкой области температур с переходом феррита в аустенит, при различных скоростях деформации от низкой до высокой на исследовательском комплексе GLEEBLE 3500. Образцы цилиндрической формы, диаметром 10 мм и длиной 15 мм, подвергали нагреву до 1200°C со скоростью 10°C/s и выдерживали при этой температуре в течение 5 мин для достижения гомогенной полностью аустенитной структуры. После этого образцы охлаждали до температур последующей деформации — трех температур, при которых образуется феррит (800, 850 и 900°C) и трех температур существования аустенита (1000, 1050 и 1100°C), со скоростью охлаждения 5°C/s. Затем, после выдержки при этих температурах в течение 1 мин, образцы испытывали однородную деформацию со скоростями 0.1, 1.0, 5.0 и 10.0 с⁻¹. По окончании горячей деформации, образцы подвергали закалке. На рис. 2 схематически представлена последовательность всех

этапов проведенной обработки. Снятые при различных скоростях и температурах деформации кривые “истинное напряжение–истинная деформация” приведены на рис. 3.

Из представленных кривых “истинное напряжение — истинная деформация” можно сделать вывод, что напряжение течения феррита почти всегда возрастало монотонно с увеличением деформации, во всех случаях независимо от температуры и скорости деформирования. Но для аустенита имеются явные пики напряжений, которые свидетельствуют о том, что при низких скоростях деформации (0.1 с⁻¹) материал испытывал разупрочнение, характерное для протекающей динамической рекристаллизации. По мере увеличения скорости деформации до значений, превышавших 1 с⁻¹, кривые упрочнения становились либо очень гладкими, либо не содержали явных признаков наличия пиков напряжения. Для обоих фазовых состояний, кривые “напряжение — деформация” представлены схематически на рис. 4.

На практике при горячей прокатке средняя скорость деформации в каждой клети прокатного стана всегда выше значения 1 с⁻¹ [12]. Поэтому в данном исследовании мы принимали в расчет для обоих рассматриваемых фазовых состояний только монотонные кривые истинных напряжений. Далее, из экспериментальных кривых видно, что когда скорость деформации была выше 0.1 с⁻¹, кривые истинных напряжений выходили на насыщение. Реальная деформация материала при прохождении каждой клети прокатного стана обычно велика, и среднее значение сопротивления деформированию в общем случае можно использовать для расчета деформирующего усилия при прокатке. Тем самым напряжение на установившейся стадии σ_s можно использовать в каче-

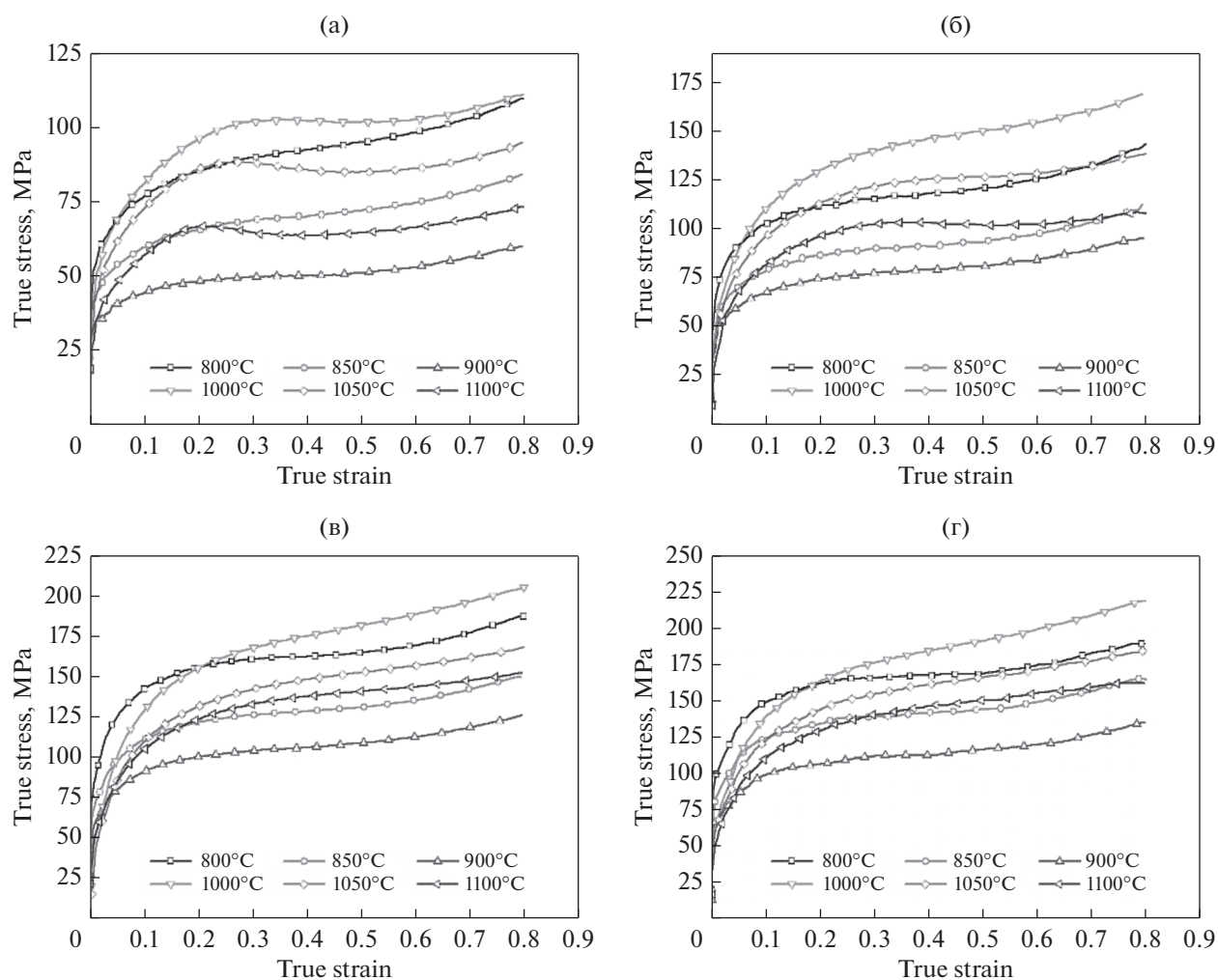


Рис. 3. Кривые “истинное напряжение–истинная деформация”, полученные при различных скоростях и температурах деформации: а – 0.1; б – 1; в – 5; г – 10 с⁻¹.

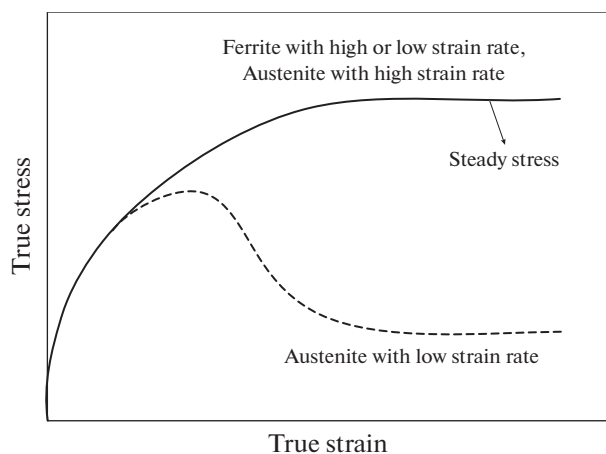


Рис. 4. Характерные схематические кривые “истинное напряжение–истинная деформация” для феррита и аустенита.

стве параметра, приблизительно представляющего среднее сопротивление деформированию. Его величины при различных скоростях и температурах деформации сведены в табл. 2.

В настоящей работе находящее широкое применение уравнение Аррениуса используется для выражения σ_s через величины напряжения течения, скорости и температуры деформации [13] и, тем самым, устанавливает соотношение между перечисленными характеристиками деформационного процесса. Из-за обусловленных фазовым составом различий, модели одновременного развития процессов микро-упрочнения и разупрочнения для областей существования феррита и аустенита следует развивать каждую отдельно.

Имеется три формы представления уравнения Аррениуса: для низких, высоких и всех уровней

Таблица 2. Напряжение на установившейся стадии при различных скоростях и температурах деформации, МПа

| Скорость деформации, с ⁻¹ | Ферритная область | | | Аустенитная область | | |
|--------------------------------------|-------------------|-------|-------|---------------------|--------|--------|
| | 800°C | 850°C | 900°C | 1000°C | 1050°C | 1100°C |
| 1 | 121.3 | 93.6 | 81.4 | 150.6 | 127.1 | 102.5 |
| 5 | 158.6 | 130.6 | 108.4 | 181.8 | 152.2 | 140.5 |
| 10 | 168.3 | 143.3 | 115.9 | 190.9 | 165.7 | 149.5 |

напряжений. Перечисленные виды уравнения таковы:

$$\dot{\epsilon} = A\sigma_s^n \exp(-Q/RT) \quad \alpha\sigma_s < 0.8; \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A \exp(\beta\sigma_s) \exp(-Q/RT) \quad \alpha\sigma_s > 1.2; \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\text{sh}(\alpha\sigma_s)]^p \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

для всех уровней напряжений,

где A , n , β , α и p – постоянные материала, причем $\alpha = \beta/n$; $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации; Q – энергия активации горячей деформации; R – универсальная газовая постоянная; T – абсолютная температура.

Беря логарифм от левой и правой частей каждого из уравнений (1)–(3), получаем следующие выражения:

$$\ln \dot{\epsilon} = n \ln \sigma_s + \ln A - Q/RT; \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \beta \sigma_s + \ln A - Q/RT; \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = p \ln [\text{sh}(\alpha\sigma_s)] + \ln A - Q/RT. \quad (6)$$

Можно показать, что при конкретной температуре параметры n , β и p представляют собой значения тангенсов угла наклона графиков функций $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_s$, $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_s$ и $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\text{sh}(\alpha\sigma_s)]$ соответственно. Таким образом, примененный к экспериментальным данным линейный регрессионный анализ приводит к результатам, отраженным на рис. 5. По этим результатам далее был произведен расчет материальных констант феррита и аустенита. Эти константы представляли собой средние величины тангенсов угла наклона соответствующих кривых. Их значения сведены в табл. 3.

Таблица 3. Материальные константы феррита и аустенита

| Материальные константы | Феррит | Аустенит |
|------------------------|----------|----------|
| n | 6.074 | 7.952 |
| β | 0.053 | 0.054 |
| α | 0.0087 | 0.0068 |
| p | 4.568 | 6.012 |
| Q , Дж/моль | 250670 | 342068 |
| A , с ⁻¹ | 5.900E11 | 3.429E13 |

Из уравнения (6) может быть получено следующее выражение:

$$\ln [\text{sh}(\alpha\sigma_s)] = \ln \dot{\epsilon}/p - \ln A/p + Q/RTp. \quad (7)$$

Можно удостовериться, что при конкретной скорости деформации тангенс угла наклона графика функции $\ln [\text{sh}(\alpha\sigma_s)] - 1000/T$ принимает значение величины $Q/1000Rp$. Так что величины Q рассчитываются аналогичным образом. Их значения представлены в табл. 3. Результаты подгонки иллюстрирует рис. 6.

Как следует из уравнения (6), точки пересечения подгоночных прямых с осью ординат на рис. 5в соответствуют значениям выражения $(\ln A - Q/RT)$. В свою очередь, после подстановки в них значений Q , R и T могут быть получены значения постоянной A при разных температурах. После проведения усреднения, получаем значения материальных констант A для обеих фаз (см. табл. 3).

Рассчитанные параметры затем подставляются в соответствующие уравнения Аррениуса. После простых преобразований, сами искомые модели для феррита и аустенита имеют вид:

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_s^F &= \frac{1}{\alpha_F} \ln \left\{ \left(\frac{\dot{\epsilon} \exp(Q_F/RT)}{A_F} \right)^{1/p_F} + \left[\left(\frac{\dot{\epsilon} \exp(Q_F/RT)}{A_F} \right)^{2/p_F} + 1 \right]^{1/2} \right\} \\ \alpha_F &= 0.0087, \quad p_F = 4.568, \quad Q_F = 250670, \quad A_F = 5.900 \times 10^{11}, \end{aligned} \right. \quad (8)$$

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_s^A &= \frac{1}{\alpha_A} \ln \left\{ \left(\frac{\dot{\epsilon} \exp(Q_A/RT)}{A_A} \right)^{1/p_A} + \left[\left(\frac{\dot{\epsilon} \exp(Q_A/RT)}{A_A} \right)^{2/p_A} + 1 \right]^{1/2} \right\} \\ \alpha_A &= 0.0068, \quad p_A = 6.012, \quad Q_A = 342068, \quad A_A = 3.429 \times 10^{13}. \end{aligned} \right. \quad (9)$$

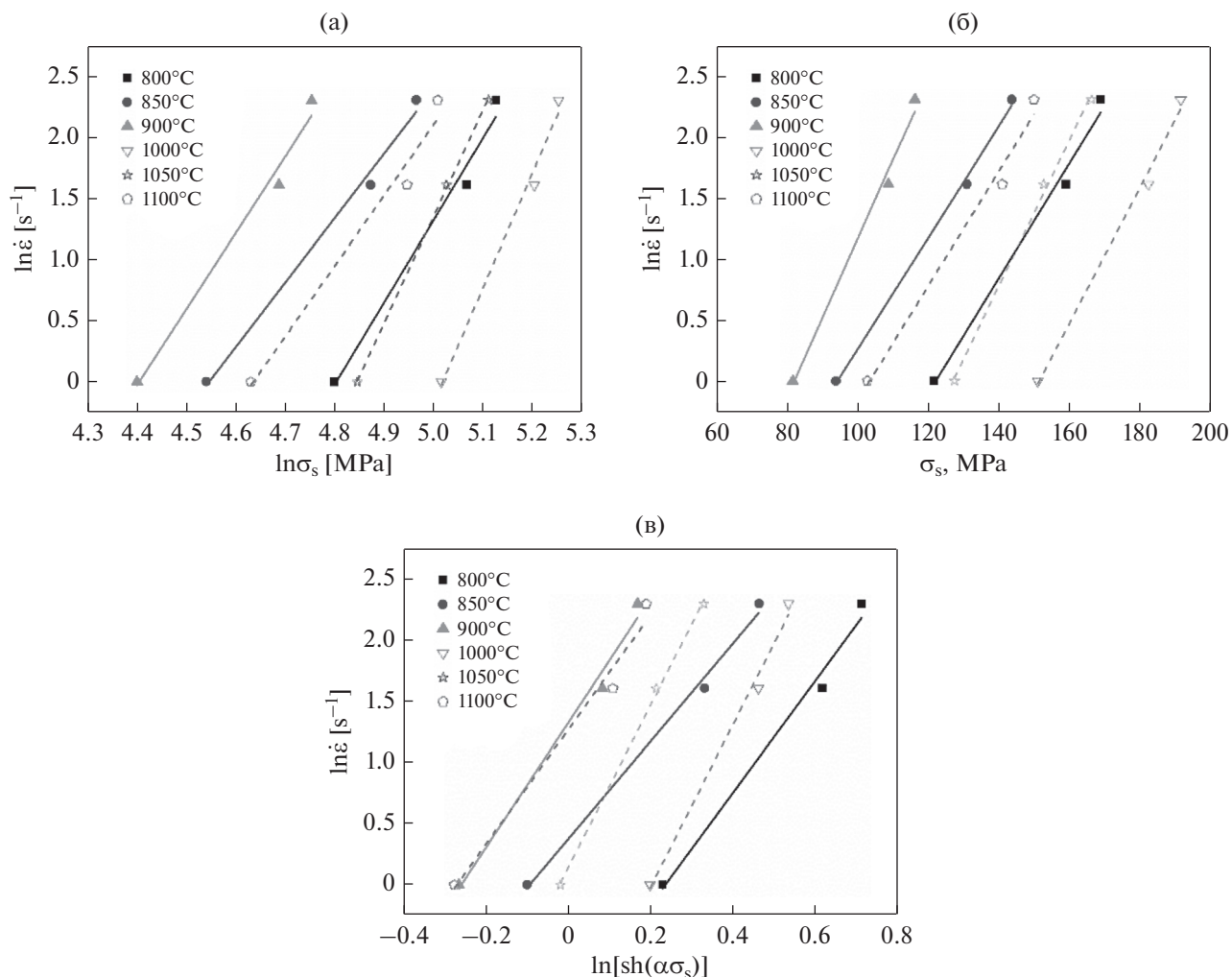


Рис. 5. Соотношение между напряжением на установившейся стадии и скоростью деформации: а – $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_s$; б – $\ln \dot{\epsilon} - \sigma_s$; в – $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\text{sh}(\alpha\sigma_s)]$.

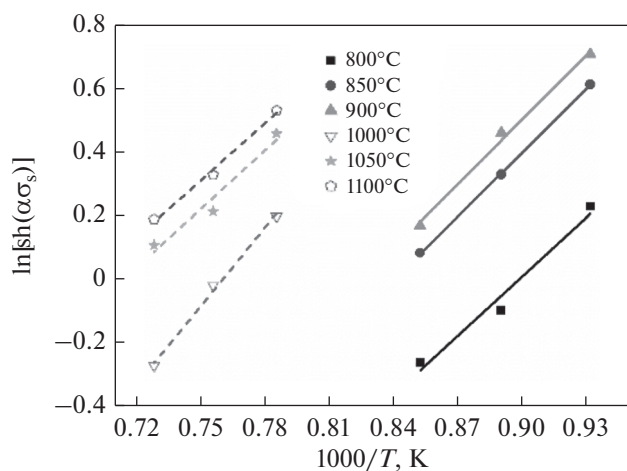


Рис. 6. Взаимосвязь между $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma_s)]$ и $1000/T$.

3. РАЗЛИЧИЕ В МЕХАНИЗМЕ РАЗУПРОЧНЕНИЯ ОБЛАСТЕЙ РАЗНОГО ФАЗОВОГО СОСТАВА

Общепринятым считается, что кривая истинных напряжений, не имеющая явно выраженного пика, характерна для случая динамического возврата, реализующегося как доминирующий механизм разупрочнения. Тем не менее динамическая рекристаллизация может протекать во многих материалах также с отсутствием четких пиков напряжения на диаграммах деформации, снятых в лабораторных условиях при высоких температурах и высоких скоростях деформации. В случаях деформации осадкой ниобиевых микролегированных низкоуглеродистых сталей и аустенитных нержавеющей сталей на соответствующих кривых вообще отсутствуют какие-либо пики [14]. Аналогичное поведение может иметь место и в случае нетекстурированной электротехнической

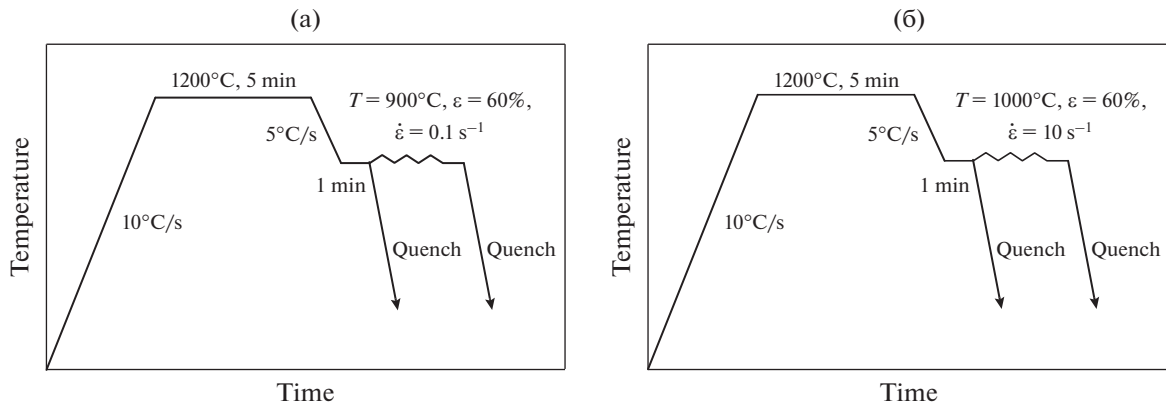


Рис. 7. Схемы экспериментальной обработки в двух крайних случаях для (а) феррита и (б) аустенита.

стали. Для того чтобы идентифицировать механизмы разупрочнения, характерные для феррита и аустенита, нами были проведены металлографические исследования в целенаправленно выбранных двух крайних случаях, а именно, феррита в условиях высокой температуры его существования и низкой скорости деформации и аустенита в условиях низких температур его существования и при высокой скорости деформации. Схемы соответствующих обработок представлены на рис. 7. Часть необходимой информации можно получить путем сравнения зафиксированных в результате заковки микроструктур, существовавших до и после проведения деформации осадкой (см. рис. 8). В феррите, с одной стороны, после деформации наблюдались крупные вытянутые зерна, что свидетельствовало о явном отсутствии рекристаллизации. Это объясняется тем, что феррит является материалом с высокой энергией дефектов упаковки; динамический возврат в нем скоротечен, и плотности дислокаций было трудно достичь критической величины, чтобы началось формирование зародышей рекристаллизации. В аустените, с другой стороны, объем дисперсных равноосных зерен был до предела заполнен дислокациями, поскольку для аустенита характерна низкая энергия дефектов упаковки, и дислокации легко накапливаются, позволяя инициировать динамическую рекристаллизацию. Основываясь на этих результатах, можно заключить, что доминирующими механизмами разупрочнения нетекстурированной электротехнической стали, испытывающей горячую деформацию, являются: динамический возврат в областях локализации феррита и динамическая рекристаллизация в области аустенита. При этом для обеих фаз характерны вполне аналогичные монотонные кривые истинных напряжений при высоких скоростях деформирования.

4. КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ОПИСАНИЕ И СРАВНЕНИЕ МИКРОУПРОЧНЕНИЯ И РАЗУПРОЧНЕНИЯ

В процессе горячей деформации металла всегда имеют место две линии противоположного микроразвития поведения. Одна отражает развитие деформационного упрочнения, что сопровождается увеличением плотности дислокаций, другая – процессов разупрочнения, что является следствием падения этой плотности. Ее величина в итоге определяется сочетанием обоих эпроцессов. Математическая плотность дислокаций подчиняется дифференциальному уравнению

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = h - s\rho, \tag{10}$$

отражающему эффект совместного действия двух микро механизмов [15], где h коэффициент упрочнения, задающий прирост плотности дислокаций ρ с деформацией ε , а s – коэффициент разупрочнения, определяющий убыль указанной величины.

После интегрирования (10) получаем для плотности дислокаций следующее выражение:

$$\rho = \rho_0 e^{-s\varepsilon} + \frac{h}{s}(1 - e^{-s\varepsilon}), \tag{11}$$

где ρ_0 – величина плотности дислокаций в момент начала деформирования материала.

Далее, напряжение течения σ может быть представлено как

$$\sigma = G\rho^{0.5}, \tag{12}$$

$$\sigma_0 = G\rho_0^{0.5}, \tag{13}$$

$$G = \alpha\mu b, \tag{14}$$

где σ_0 – предел упругости, α – постоянная материала (равная в нашем случае 1.83), μ – коэффициент жесткости (модуль сдвига, 8×10^{10} Па), а b – модуль вектора Бюргерса (2.6×10^{-10} м) [16].

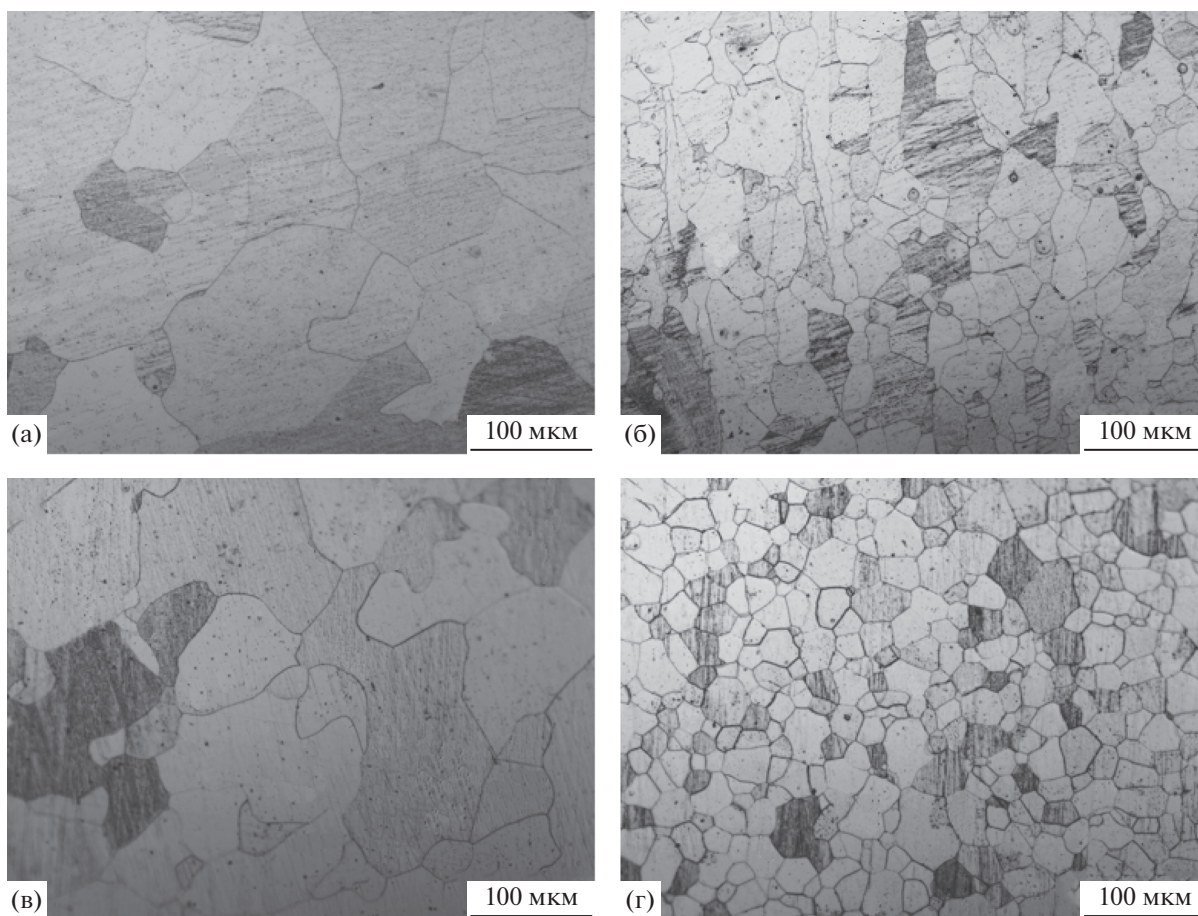


Рис. 8. Микроструктура (а, б) феррита и (в, г) аустенита (а, в) до и (б, г) после деформации: а – 900°C, 1 мин; б – 900°C, 0.1 с⁻¹; в – 1000°C, 1 мин; г – 1000°C, 10 с⁻¹.

Подставляя (12), (13) и (14) в выражение (11), получаем зависимость напряжения течения от параметров деформирования:

$$\sigma = \left[\sigma_0^2 e^{-r\epsilon} + (\alpha\mu b)^2 \frac{h}{r} (1 - e^{-r\epsilon}) \right]^{\frac{1}{2}}. \quad (15)$$

Следует отметить, что при стремлении ϵ к бесконечности, напряжение течения σ асимптотически приближается к своему значению на установившейся стадии σ_s , которое принимает σ из (15):

$$\sigma_s = \alpha\mu b \sqrt{\frac{h}{s}}, \quad (16)$$

где отношение степеней упрочнения/разупрочнения материала, h/s , призвано характеризовать совместный эффект деформационного упрочнения и динамического разупрочнения. Можно показать, что величина отношения упрочнения/разупрочнения пропорциональна квадрату установившегося напряжения, а именно

$$\frac{h}{s} = \frac{\sigma_s^2}{(\alpha\mu b)^2}. \quad (17)$$

Иными словами, при конкретных условиях деформации отношение упрочнения/разупрочнения может быть выведено, если известна величина напряжения на установившейся стадии, определяемая согласно сформулированным выше моделям, описывающим развитие процессов микроупрочнения и разупрочнения. Таким образом, мы получаем искомую связь между макроскопически наблюдаемой величиной установившегося напряжения и эволюцией дислокационной структуры на микроскопическом уровне.

Используя данные табл. 2 и выражение (17), мы рассчитали значения величины отношения упрочнения/разупрочнения для феррита и аустенита при различных температурах и скоростях деформации. Результаты сведены в табл. 4.

Как видно из рис. 9, тенденция изменения отношения упрочнения/разупрочнения с температурой согласуется с таковой для величины установившегося напряжения. Для каждой отдельно взятой фазы величина отношения упрочнения/разупрочнения уменьшается с ростом температуры. Это объясняется тем, что подъем темпе-

Таблица 4. Отношение степени упрочнения/разупрочнения для феррита и аустенита при различных температурах и скоростях деформации

| Скорость деформации, с ⁻¹ | Ферритная область | | | Аустенитная область | | |
|--------------------------------------|-------------------|-------|-------|---------------------|--------|--------|
| | 800°C | 850°C | 900°C | 1000°C | 1050°C | 1100°C |
| 1 | 10.2 | 6.1 | 4.6 | 15.7 | 11.1 | 7.2 |
| 5 | 17.4 | 11.8 | 8.1 | 22.8 | 16.0 | 13.6 |
| 10 | 19.6 | 14.2 | 9.3 | 25.2 | 19.0 | 15.4 |

ратуры приводит к увеличению движущих сил атомной диффузии и переползания дислокаций, так что эффект деформационного упрочнения снижается, а эффект разупрочнения возрастает вследствие динамического возврата и динамической рекристаллизации. При той же температуре, по мере подъема скорости деформирования, величина отношения упрочнения/разупрочнения все время возрастает, но скорость ее возрастания замедляется. Дело в том, что увеличение скорости деформации, с одной стороны, приводит к усилению эффекта деформационного упрочнения и ускорению скорости прироста числа дислокаций; а, с другой стороны, генерация большого числа дислокаций может вносить свой вклад в разупрочняющий эффект динамического возврата и динамической рекристаллизации. Так что рост скорости увеличения отношения упрочнения/разупрочнения снижается с увеличением скорости деформации мате-

риала. В дополнение, из-за различия кристаллических структур феррита и аустенита, для феррита характерна более высокая энергия дефектов упаковки, что обеспечивает значительно более высокую подвижность дислокаций в объеме, большую скорость их аннигиляции и более существенный потенциал к разупрочнению. При полном превращении аустенита в феррит, величина отношения упрочнения/разупрочнения оказывается более низкой, и для феррита она составляет при 900°C только около одной трети соответствующего значения для аустенита при 1000°C. Это не укладывается в рамки традиционной зависимости напряжения течения от температуры, и, следовательно, влияние фазового состава материала на величину отношения степени упрочнения/разупрочнения более существенно, чем влияние температуры при протекании фазового превращения.

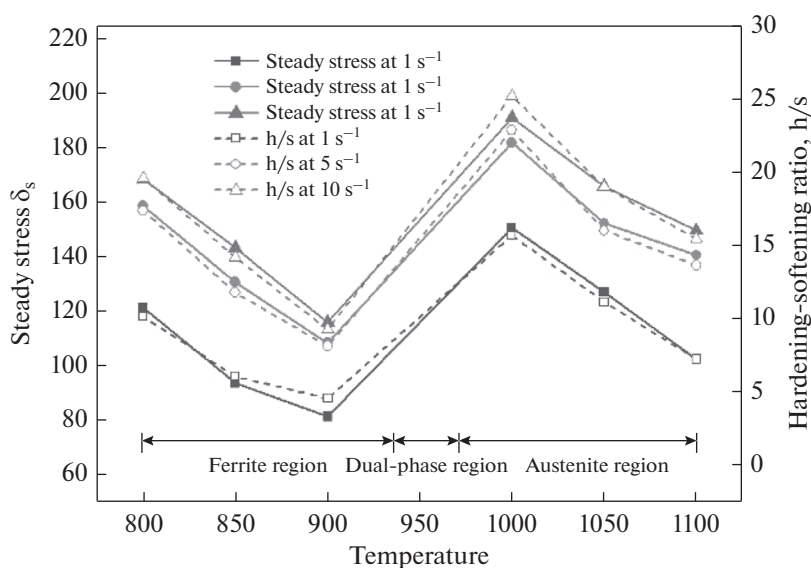


Рис. 9. Установившееся напряжение и отношение упрочнения/разупрочнения для ферритных и аустенитных областей материала.

5. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Развита модель микро-упрочнения и разупрочнения для областей феррита и аустенита, в основу каждой из которых положено соответствующее уравнение Аррениуса, позволяющее описывать поведение напряжения течения в конкретной фазе при высоких температурах.

2. Механизмы разупрочнения, действующие в областях локализации разных фаз нетекстурированной электротехнической стали, были идентифицированы по результатам проведенных металлографических исследований. Они показали, что в аустенитных областях доминирующим механизмом разупрочнения – несмотря на отсутствие на соответствующих кривых истинных напряжений явных пиков – являлась динамическая рекристаллизация, тогда как в областях локализации феррита таким механизмом был динамический возврат. Последний результат вполне согласуется с гладким характером хода соответствующих диаграмм деформации.

3. Предложен новый параметр, являющийся отношением степеней упрочнения и разупрочнения деформируемого материала и характеризующий совместное влияние микро-упрочнения и разупрочнения. Указанный параметр пропорционален квадрату напряжения на установившейся стадии. Тенденция изменения отношения степеней упрочнения и разупрочнения с температурой совпадает с аналогичной тенденцией установившегося напряжения. Для каждой отдельной фазы отношение степеней упрочнения и разупрочнения уменьшается с ростом температуры. При температуре, когда скорость деформации все время возрастает, параметр отношения упрочнение/разупрочнения также возрастает. Однако скорость роста замедляется. При полном превращении аустенита в феррит, величина отношения упрочнения/разупрочнения оказывается более низкой, причем влияние фазовой структуры в этом случае превалирует над влиянием температуры. Этот параметр-индикатор весьма удобен при установлении закона эволюции плотности дислокаций в разных по фазовому составу областях нетекстурированной электротехнической стали в процессе прокатки.

Авторы хотели бы поблагодарить Всекитайский Национальный фонд естественных наук за финансовую поддержку данного исследования (по предоставленным грантам № 51674028 и № 51404021).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *He A.R., Shao J., Sun W.Q., Guan C.L., Shen X.Y., Zhang J.P.* Transverse thickness deviation control of non-oriented silicon steel during cold rolling // *J. Mech. Eng.* 2011. V. 47. P. 25–30.

2. *Yan J.X., Tang W., Xiang L., Qiu S.T., Qi Y.H.* Phase transition point and high-temperature mechanical properties of non-oriented silicon steel // *Heat. Treat. Met.* 2015. V. 40. P. 38–42.

3. *Cao J.G., Tang H., Yang G.H., Wen D., Zhou Y.S., Lai J.Q.* Finite element analysis of edge wave for non-oriented electrical strip with high temperature phase transition // *J. Mech. Eng.* 2016. V. 48. P. 146–151.

4. *Cao J.G., Wang T.C., Li H.B., Qiao Y., Wen D., Zhou Y.S.* High-temperature constitutive relationship of non-oriented electrical steel based on modified Arrhenius model // *J. Mech. Eng.* 2016. V. 52. P. 90–102.

5. *Siciliano J.F., Minami K., Maccagno T.M., Jonas J.J.* Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size during the Hot Strip Rolling of C-Mn Steels // *ISIJ Int.* 1996. V. 36. P. 1500–1506.

6. *Siciliano J.F., Jonas J.J.* Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr3Mo, and plain C3Mn steels // *Metall. Mater. Trans.* 2000. V. 31. P. 511–530.

7. *Xiao Y.D., Li M., Wang W., Zhou J., Wu G.L., Peng Y.M.* High temperature plastic deformation behavior of non-oriented electrical steel // *J. Cent. South. Univ. T.* 2009. V. 16. P. 25–31.

8. *Dong Y., Gong Z.X., Xiao G.H.* Flow stress of plastic deformation for non-orientation electrical steel under high temperature // *J. Iron. Steel. Res.* 2012. V. 24. P. 53–58.

9. *Chen C.C., Shao J., He A.R.* Research on online calculation methods of temperature field of hot strip // *J. Mech. Eng.* 2014. V. 50. P. 135–142.

10. *Phaniraj M.P., Behara B.B., Lahiri A.K.* Thermo-mechanical modeling of two phase rolling and microstructural evolution in the hot strip mill Part I. Prediction of rolling loads and finish rolling temperature // *J. Mater. Process. Tech.* 2005. V. 170. P. 323–335.

11. *Phaniraj M.P., Behara B.B., Lahiri A.K.* Thermo-mechanical modeling of two phase rolling and microstructural evolution in the hot strip mill Part-II. Microstructure evolution // *J. Mater. Process. Tech.* 2006. V. 178. P. 388–394.

12. *Xu Y.B., Yu Y.M., Liu X.H., Wang G.D.* Prediction of rolling load, recrystallization kinetics, and microstructure during hot strip rolling // *J. Iron. Steel. Res. Int.* 2007. V. 14. P. 42–46.

13. *Springer P., Prah U.* Characterisation of mechanical behavior of 18CrNiMo7-6 steel with and without Nb under warm forging conditions through processing maps analysis // *J. Mater. Process. Tech.* 2016. V. 237. P. 216–234.

14. *Poliak E.I., Jonas J.J.* Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation // *ISIJ Int.* 2003. V. 43. P. 684–691.

15. *Jonas J.J., Quelennec X., Jiang L., Martin E.* The Avrami kinetics of dynamic recrystallization // *Acta. Mater.* 2009. V. 57. P. 2748–2756.

16. *Yoshie A., Fujita T., Fujioka M., Okamoto K., Morikawa H.* Formulation of flow stress of Nb added steels by considering work-hardening and dynamic recovery // *ISIJ Int.* 1996. V. 36. P. 467–473.