

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.14:539.89

АНОМАЛЬНОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА  
ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ  
МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

© 2020 г. Т. В. Князюк<sup>а, \*</sup>, А. А. Зисман<sup>а</sup>, Н. С. Новосколыцев<sup>а</sup>, Е. И. Хлусова<sup>а</sup>

<sup>а</sup>НИИЦ “Курчатовский институт” – ЦНИИ КМ “Прометей”,  
ул. Шпалерная, 49, Санкт-Петербург, 191015 Россия

\*e-mail: mail@crism.ru

Поступила в редакцию 22.07.2019 г.

После доработки 28.01.2020 г.

Принята к публикации 29.01.2020 г.

Исследована динамическая рекристаллизация (ДР) аустенита среднеуглеродистой стали, микролегированной титаном, ниобием, ванадием и бором, при деформационной обработке в температурном диапазоне 850–1180°C со скоростями 1–100 с<sup>-1</sup>. Установлено, что пороговая деформация начала ДР закономерно возрастает при увеличении скорости деформации от 1 до 10 с<sup>-1</sup> и резко снижается при 100 с<sup>-1</sup>. При этом формируются мелкие зерна ( $D \approx 8$  мкм), что позволяет сделать вывод об особом механизме структурообразования аустенита.

*Ключевые слова:* динамическая рекристаллизация, высокоскоростная деформационная обработка, диаграммы деформирования, микроструктура, аустенитное зерно, горячая штамповка, горячая прокатка

DOI: 10.31857/S0015323020060091

## ВВЕДЕНИЕ

Многokратная рекристаллизация аустенита в процессе дробной горячей прокатки [1] широко используется для формирования его структуры перед полиморфным превращением стали. В отличие от прокатки, проблема создания заданной структуры аустенита при ковке и штамповке с высокими скоростями деформации (10–100 с<sup>-1</sup>) практически не решалась. Однако формирование мелкозернистого аустенита при таких обработках позволило бы увеличить уровень вязкости стали, что очень актуально для штампованных деталей, работающих в условиях ударных нагрузок и абразивного износа. Решение указанной проблемы осложняется противоречивым влиянием скорости деформации на различные структурообразующие процессы. С одной стороны, при высокоскоростной деформации снижается степень динамического возврата, т.е. усиливается деформационное упрочнение и повышается движущая сила динамической рекристаллизации (ДР); с другой стороны, резко сокращается время для завершения ДР. Кроме того, чрезмерное усиление наклепа может вызвать специфические механизмы структурообразования. Подобные эффекты ранее изучались при теплой [2–4] и холодной деформации сталей; в последнем случае механизм, называемый фрагментацией [5], широко используется для созда-

ния наноструктурированных металлических материалов методами интенсивной пластической деформации [6].

Цель работы – исследование динамического структурообразования в аустените высокопрочной среднеуглеродистой стали при высокотемпературной (850–1180°C) деформации со скоростями 1–100 с<sup>-1</sup>.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала была использована среднеуглеродистая высокопрочная сталь марки Б1500, химический состав которой представлен в табл. 1 [7]. ДР исследовали методом однократного изотермического сжатия на пластометрическом комплексе Gleeble-3800 при температурах 850–1180°C со скоростью: 1 с<sup>-1</sup>, характерной для горячей прокатки, 10 и 100 с<sup>-1</sup>, типичных для штамповки иковки. После деформации образцы охлаждали со скоростью 100°/с. Диаграммы сжатия, по которым определяли пороговую деформацию начала ДР [8, 9], строили до  $e = 1.50$ . Зерна аустенита выявляли реактивом Маршалла [10] при комнатной температуре с последующим металлографическим анализом на оптическом микроскопе IM 7200 “MEIJI Techno”.

**Таблица 1.** Химический состав стали Б1500 с указанием массовой доли элементов в % [7]

Марка	C	Si	Ni + Mn + Cu	Cr + Mo	Ti + V + Nb	Al	Ca (по расчету)	B (по расчету)
Б1500	0.33–0.35	0.10–0.30	1.25–1.8	0.45–0.75	0.06–0.07	0.02–0.05	0.03	0.003

Примечание. 1) Суммарное содержание серы и фосфора не должно превышать 0.025 мас. %; 2) Содержание азота не должно превышать 0.015 мас. %.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

### Диаграммы деформирования

По диаграммам деформирования определяли пороговую деформацию ДР ( $e_p$ ), соответствующую максимуму напряжений. При скорости деформации

$1 \text{ с}^{-1}$  (рис. 1а) такие максимумы выявляются при  $T = 1050^\circ\text{C}$  ( $e_p \approx 0.35$ ),  $1150^\circ\text{C}$  ( $e_p \approx 0.26$ ) и  $1180^\circ\text{C}$  ( $e_p \approx 0.24$ ) и совпадают с расчетными значениями, полученными из известного уравнения, применяемого к ДР низкоуглеродистых сталей (1) [9]:

$$e_p = 2.079 \times 10^{-3} (1 + 20[\text{Nb}] + 0.02[\text{Ti}]) D_0^m Z^p, \quad (1)$$

где  $D_0$  [мкм] – средний размер исходных зерен аустенита, [Nb] и [Ti] – доли [мас. %] этих легирующих элементов,  $m = 0.147$  и  $p = 0.155$ ,  $Z$  – параметр Зинера–Холломона, определяемый по формуле

$$Z = (\dot{\epsilon}) \exp(Q/RT), \quad (2)$$

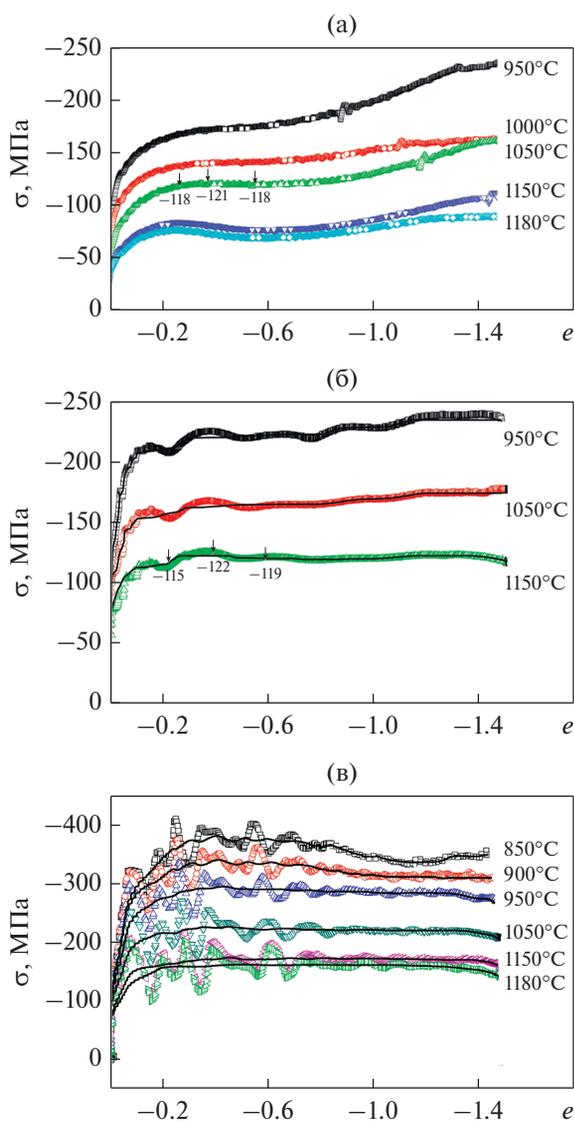
где  $\dot{\epsilon}$  – скорость деформации,  $Q$  – молярная энергия активации горячей деформации при данном химическом составе, равная 445 кДж в соответствии с [11],  $T$  – абсолютная температура, а  $R$  – универсальная газовая постоянная.

При температурах 950 и  $1000^\circ\text{C}$  на диаграммах наблюдается непрерывное упрочнение с участками стагнации напряжений.

Для определения  $e_p$  при скоростях 10 и  $100 \text{ с}^{-1}$  на диаграммах сглаживались осцилляции напряжений (рис. 1б, 1в), усиливающиеся с ростом скорости деформации и, вероятно, вызванные ударно-волновым взаимодействием образцов с нагружающим устройством. Протяженность этих осцилляций во времени слишком мала, чтобы связать их с повторяющейся ДР. Кроме того, вид и положение осцилляций на диаграммах оказался одинаков для трех различных сталей (Б1700, Б1500 и Б1200 [12]), что исключает связь этих особенностей с перераспределением легирующих элементов.

При скорости деформации  $10 \text{ с}^{-1}$  и температурах 950 и  $1050^\circ\text{C}$  на диаграммах наблюдается непрерывное упрочнение (рис. 1б). Следует отметить, что отсутствие выраженных максимумов не согласуется с уравнением (1), исходя из которого  $e_p$  при  $T = 1050$  и  $950^\circ\text{C}$  составляют 0.60 и 1.00 соответственно. При  $1150^\circ\text{C}$  на диаграмме появляется пологий пик напряжений при деформации  $e_p \approx 0.40$ , согласующейся с уравнением (1).

При скорости деформации  $100 \text{ с}^{-1}$  вид диаграмм деформирования радикально меняется. Так, при температуре деформации  $950^\circ\text{C}$  (рис. 1в) на диаграмме присутствует пик напряжений при истинной деформации 0.35, что меньше  $e_p = 1.51$ , рассчитанного по формуле (1), в 4.3 раза. При температурах выше  $1050^\circ\text{C}$  подобные пики не появляются и заменяются стагнацией напряжений



**Рис. 1.** Диаграммы сжатия стали Б1500 при  $T = 950$ – $1180^\circ\text{C}$  со скоростями деформации 1 (а), 10 (б) и  $100 \text{ с}^{-1}$  (в); маркерами обозначены экспериментальные данные, а сплошные линии являются результатом сглаживания кривых с осцилляциями.

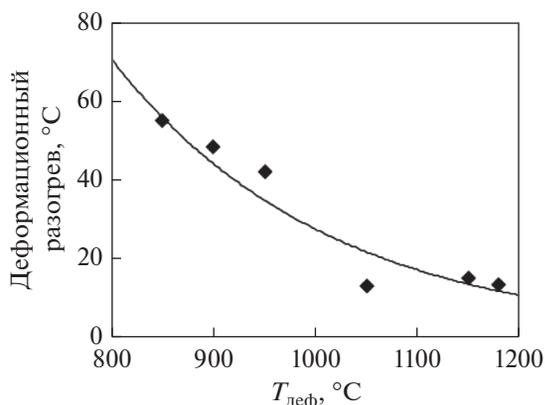


Рис. 2. Величина деформационного разогрева при скорости деформации  $100 \text{ с}^{-1}$  в зависимости от температуры.

после деформации 0.40. Этот эффект совершенно нехарактерен для обычной ДР, которая при увеличении температуры ускоряется, т.е. начинается при меньших деформациях и с более выраженными пиками напряжений. Данная аномалия предполагает особый механизм эволюции структуры аустенита.

Для подтверждения специфического механизма ДР при высоких скоростях деформации были проведены дополнительные эксперименты на сжатие при температурах 850 и 900°C, при которых также были обнаружены пики напряжений при  $\epsilon_p \approx 0.40$ .

Согласно рис. 1в, при скорости деформации  $100 \text{ с}^{-1}$  ДР протекает даже при относительно низких температурах 850 и 900°C, что не наблюдается при более низких скоростях (рис. 1а, 1б). Это заключение сохраняет силу даже с учетом деформационного разогрева около 50°C (рис. 2).

Соответствующие расчетные температурные зависимости  $\epsilon_p$  при разных скоростях деформации и среднем исходном размере зерна аустенита  $D_0 = 120 \text{ мкм}$  представлены на рис. 3, где также нанесены экспериментальные точки, определенные по диаграммам деформирования (рис. 1). Удовлетворительное совпадение экспериментальных данных при скорости деформации  $1 \text{ с}^{-1}$  и температуре 1050–1180°C подтверждает применимость уравнения (1) для определения  $\epsilon_p$  при умеренных скоростях деформации. В то же время, при скорости деформации  $10 \text{ с}^{-1}$  расчетные и экспериментальные данные совпадают лишь при  $T = 1150^\circ\text{C}$ , а при  $100 \text{ с}^{-1}$  экспериментальные данные кардинально отклоняются от расчетной зависимости (1), характерной для обычной (прерывистой) ДР.

#### Металлографический анализ

На рис. 4 представлена структура, полученная в результате истинной деформации 1.50 со скоро-

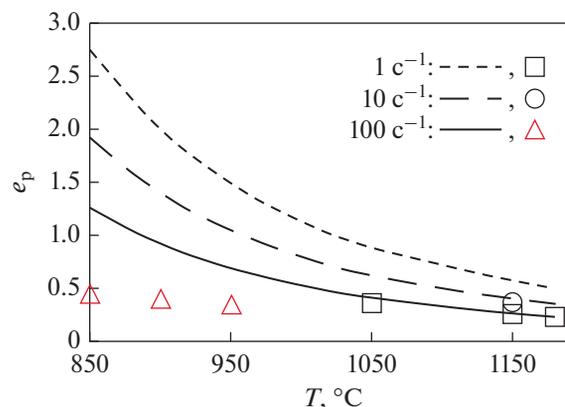


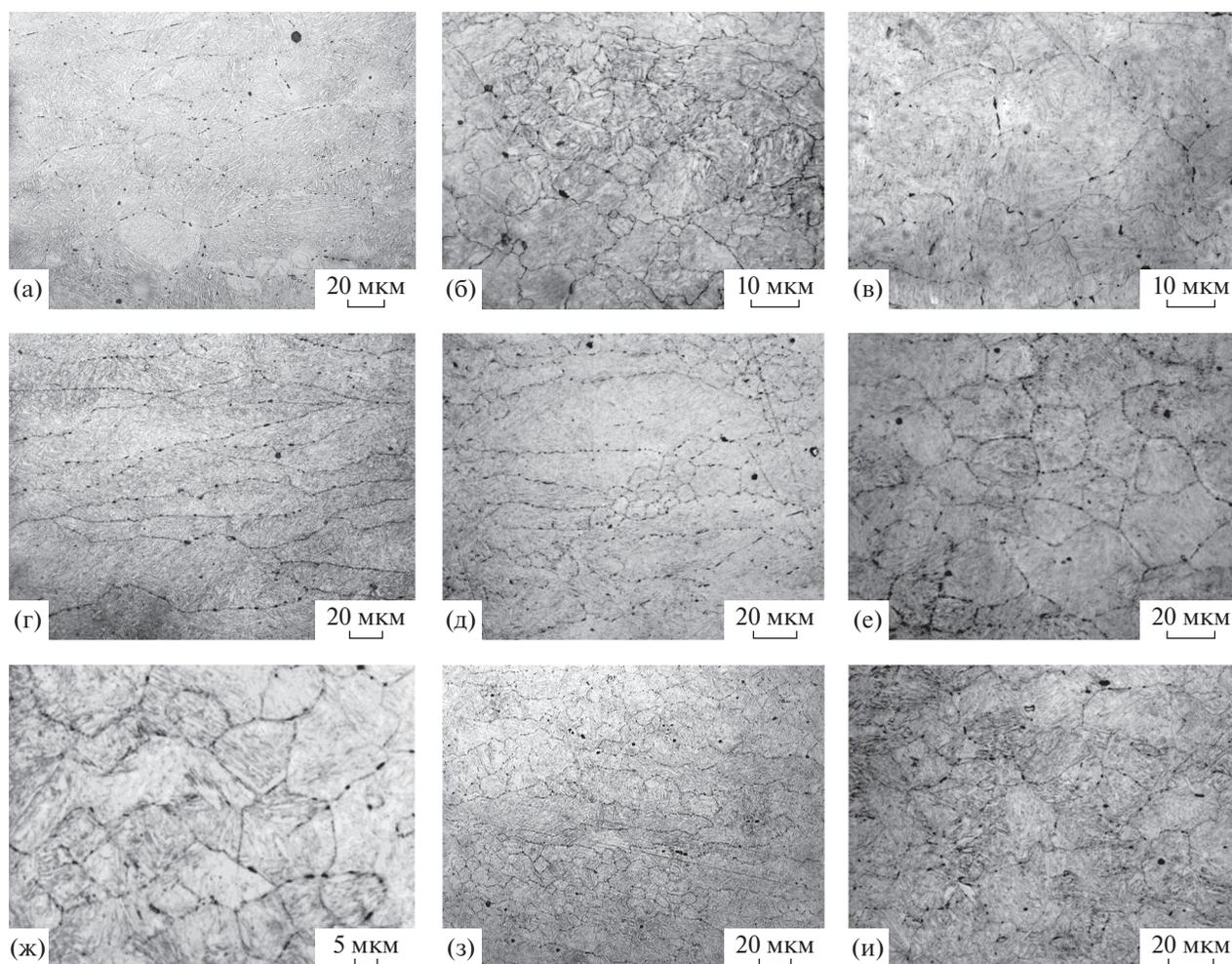
Рис. 3. Расчетные температурные зависимости (линии) и экспериментальные точки (маркеры) пороговой деформации  $\epsilon_p$  для аустенита стали Б1500 при разных скоростях деформации.

стями 1, 10 и  $100 \text{ с}^{-1}$  при температурах 950, 1050 и  $1150^\circ\text{C}$ . Сплюснутая форма зерен указывает на отсутствие ДР, а появление равноосных зерен свидетельствует о протекании рекристаллизации. Именно на основе этих признаков можно прийти к следующим заключениям. После деформации со скоростью  $1 \text{ с}^{-1}$  при температуре  $950^\circ\text{C}$  структура аустенита не рекристаллизуется и преимущественно состоит из крупных вытянутых зерен длиной 150 мкм (рис. 4а). После деформации при температурах 1050 и  $1150^\circ\text{C}$  структура аустенита состоит из равноосных рекристаллизованных зерен со средним диаметром 8 (рис. 4б) и 20 мкм (рис. 4в) соответственно.

После деформации со скоростью  $10 \text{ с}^{-1}$  при температуре  $950^\circ\text{C}$  структура аустенита преимущественно состоит из крупных вытянутых зерен длиной 180 мкм (рис. 4г), которые более деформированы, чем в случае скорости  $1 \text{ с}^{-1}$  (рис. 4а). При температуре деформации  $1050^\circ\text{C}$  наблюдаются 2 типа зерен: вытянутые со средним размером 180 мкм (85%) и равноосные со средним диаметром 8 мкм (15%) (рис. 4д), что означает начало ДР. При температуре деформации  $1150^\circ\text{C}$  аустенитная структура полностью рекристаллизована и состоит из равноосных зерен со средним диаметром 20 мкм (рис. 4е).

Структура аустенита после деформации со скоростью  $100 \text{ с}^{-1}$  при  $950^\circ\text{C}$  состоит из равноосных мелких зерен со средним диаметром 8 мкм (рис. 4ж), что означает протекание ДР во всем объеме материала.

Однако повышение температуры до  $1050^\circ\text{C}$ , что при умеренной скорости деформации ускоряет ДР, в рассматриваемом случае привело к неожиданному эффекту, а именно к появлению деформированных зерен (~70% объема, рис. 4з), что свидетельствует о замедлении ДР. Это же подтверждается отсутствием пика напряжений на соответ-



**Рис. 4.** Структура стали марки Б1500 после деформации со скоростью 1 (а–в), 10 (г–е) и  $100 \text{ с}^{-1}$  (ж–и) при температурах 950 (а, г, ж), 1050 (б, д, з) и 1150°C (в, е, и).

ствующей диаграмме деформирования (рис. 1в). После деформации при 1150°C снова наблюдается рекристаллизованная структура, в которой средний размер зерен составляет 30 мкм (рис. 4и).

#### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В соответствии с известной зависимостью (1) уменьшение температуры приводит к росту пороговой деформации ( $\epsilon_p$ ) прерывистой ДР аустенита высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных сталей. Результаты настоящей работы показывают, что при скорости деформации ( $\dot{\epsilon}$ )  $1 \text{ с}^{-1}$  в диапазоне температур 1050–1180°C эта же зависимость сохраняет силу и для среднеуглеродистых сталей. Увеличение  $\dot{\epsilon}$  до  $10 \text{ с}^{-1}$  приводит к нарушению уравнения (1) при  $T < 1150^\circ\text{C}$ . При таких температурах пики напряжений на диаграмме деформирования не наблюдаются вплоть до деформации 1.5.

При скорости деформации  $100 \text{ с}^{-1}$  зависимость (1) абсолютно не применима, поскольку при температурах деформации 850–950°C на кри-

вой деформирования наблюдаются пики напряжений, характерные для ДР, при деформациях значительно меньше расчетных. При температурах выше 1050°C подобные пики не появляются и заменяются стагнацией напряжений после деформации 0.4.

Результаты металлографических исследований согласуются с особенностями диаграмм деформирования. Так, при  $T = 850\text{--}950^\circ\text{C}$  структура полностью рекристаллизована, что указывает на развитие ДР во всем объеме материала, в то же время при  $T = 1050^\circ\text{C}$  структура рекристаллизована лишь частично (не более 30%), а при 1150°C — полностью (100%). Таким образом, при температуре, близкой к 1050°C, происходит смена механизма ДР.

Полученные результаты, в своей совокупности, свидетельствуют об особом динамическом механизме формирования структуры, который, по-видимому, связан с высоким уровнем наклепа при экстремально высокой скорости деформации ( $100 \text{ с}^{-1}$ ) исследуемой стали.

Таким образом, изменяя скорость деформации от 1 до  $10 \text{ с}^{-1}$  при горячем прессовании или прокатке исследуемой стали можно регулировать степень ДР, в частности, предотвращать ее частичное протекание, вызывающее неоднородность структуры аустенита и ухудшение свойств материала. ДР, протекающую в ходе высокоскоростной ( $100 \text{ с}^{-1}$ ) деформации при относительно низких температурах, можно применять для эффективного измельчения аустенита при горячей штамповке на молоте. Следует отметить, что рассматриваемый механизм структурообразования аустенита необходимо также исследовать на других сталях и сплавах в более широком диапазоне температур и скоростей деформации.

### ВЫВОДЫ

При высокоскоростной деформации среднеуглеродистой высокопрочной стали характер ДР существенно меняется по сравнению с обычными для прокатки ( $\sim 1 \text{ с}^{-1}$ ) скоростями, что должно учитываться при назначении режимов горячей штамповки на прессах и молотах. Выявлены следующие особенности динамического структурообразования:

1. Обычное для ДР увеличение пороговой деформации ( $e_p$ ) при повышении скорости ( $\dot{\epsilon}$ ) или снижении температуры деформации наблюдается лишь в диапазоне  $\dot{\epsilon} = 1\text{--}10 \text{ с}^{-1}$ . Так, при  $T = 1150^\circ\text{C}$  пиковая деформация увеличивается с 0,25 до 0,40, а при завершении деформации формируются равноосные зерна аустенита со средним диаметром 20 мкм. При температуре  $1050^\circ\text{C}$  рекристаллизуется не более 20% объема материала, что сопровождается стагнацией напряжений на диаграмме деформирования и разнотернистостью структуры аустенита. При температуре  $950^\circ\text{C}$  ДР не протекает вплоть до истинной деформации  $e = 1.5$ .

Практическая значимость результата состоит в том, что при увеличении скорости деформации можно предотвратить частичную ДР и связанную с ней разнотернистость, отрицательно влияющую на свойства стали.

2. Повышение скорости деформации стали до  $\dot{\epsilon} = 100 \text{ с}^{-1}$  в температурном диапазоне  $850\text{--}950^\circ\text{C}$  приводит к резкому снижению пороговой деформации, отвечающей пику напряжений на диаграмме деформирования. При этом формируется однородная дисперсная структура аустенита со средним размером зерна 8 мкм. Отмеченные особенности структуры и диаграмм деформирования свидетельствуют о специфическом механизме динамического структурообразования при высокоскоростной деформации аустенита среднеуглеродистой стали.

3. Физическая природа обнаруженного эффекта высокой скорости деформации требует дальнейших

исследований, в частности необходимо проанализировать возможность протекания в данных условиях “непрерывной динамической рекристаллизации” [2].

Этот эффект, обнаруженный в данной работе, может послужить основой эффективных высокоскоростных технологий деформирования среднеуглеродистых сталей, позволяющих сохранить удовлетворительный комплекс механических свойств.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Зисман А.А., Сошина Т.В., Хлусова Е.И. Построение и использование карт структурных изменений при горячей деформации аустенита низкоуглеродистой стали 09ХН2МДФ для оптимизации промышленных технологий // Вопросы материаловедения. 2013. № 1(73). С. 37–48.
2. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier Ltd, 2004. 605 p.
3. Tikhonova M., Kaibyshev R., Belyakov A. Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels after Dynamic and Post-Dynamic Recrystallization Treatment // Adv. Eng. Mater. 2018. V. 20. №7. P. 1700960.
4. Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement and strengthening of austenitic stainless steels during large strain cold rolling // Philosoph. Magazine. 2019. V. 99. № 5. P. 531–556.
5. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М: Металлургия, 1986. 224 с.
6. Ганеев А.В., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З. Особенности измельчения микроструктуры вольфрама в процессе интенсивной пластической деформации // ФММ. 2014. Т. 115. № 2. С. 149–155.
7. Хлусова Е.И., Голосиенко С.А., Рябов В.В., Сошина Т.В., Зисман А.А., Орлов В.В., Беляев В.А., Шумилов Е.А. Высокопрочная износостойкая сталь для сельскохозяйственных машин / Патент России 2606825. 10.01.2017. Бюл. № 1.
8. Зисман А.А., Сошина Т.В., Хлусова Е.И. Влияние микролегирования ниобием на рекристаллизационные процессы в аустените низкоуглеродистых легированных сталей // Вопросы материаловедения. 2013. № 1(73). С. 31–36.
9. Fernandez A.I., Uranga P., Lopez B., Rodrigues-Ibabe J.M. Dynamic recrystallization behavior covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb-Ti microalloyed steels // Mater. Sci. Eng. 2003. V. 361. P. 367–376.
10. Benschoter A.O., Perricone M.J. Marshall's Reagent: Origins, Modifications, and New Applications // Microsc. Microanal. 2005. V. 11. № S02. P. 76–77.
11. Medina S.F., Hernandez C.A. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels // Acta Mater. 1996. V. 44. № 1. P. 137–148.
12. Khlusova E.I., Zisman A.A., Knyazyuk T.V., Novoskoltsev N.S. Effect of the rate of hot compressive deformation on kinetics of dynamic and static recrystallization of novel medium-carbon medium-alloy steel // Metal Sci. Heat Treatment. 2018. V. 59. № 11–12. P. 682–688.