



УДК 669.15:621.78

DOI 10.17073/0368-0797-2023-5-554-563

Оригинальная статья
Original article

УСЛОВИЯ СОХРАНЕНИЯ ГОРЯЧЕГО НАКЛЕПА В ШТАМПОВОЙ СТАЛИ С РЕГУЛИРУЕМЫМ АУСТЕНИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

А. А. Кругляков¹, С. О. Рогачев^{2,3}✉, П. Ю. Соколов², Д. В. Приуполин²¹ Научно-коммерческая фирма WBH (Германия, D-10117, Берлин, Фридрихштрассе, 106 Б)² Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)³ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119334, Москва, Ленинский пр., 49)

✉ csaap@mail.ru

Аннотация. Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (РАПЭ) – новый класс безвольфрамовых сталей для горячей обработки давлением при рабочих температурах до 750 – 800 °С. Высокая стойкость прессового инструмента и его длительный ресурс обеспечиваются за счет способности этих сталей сохранять горячее деформационное упрочнение (горячий наклеп). Это обстоятельство отличает стали с РАПЭ от традиционных легированных сталей, склонных к разупрочнению при высоких температурах. Однако температурные диапазоны проявления горячего упрочнения в сталях с РАПЭ систематически не изучены, что затрудняет более эффективное использование штампового инструмента. В данной работе изучено механическое поведение штамповой стали с РАПЭ при термомеханической обработке в широком диапазоне температур, включающей этап предварительной деформации при более низких температурах и этап основной деформации при более высоких температурах, соответствующих температурам эксплуатации прессового инструмента. Термомеханическую обработку проводили на закально-деформационном dilatометре DIL 805 A/D по схеме сжатия. Получены истинные диаграммы деформации, определены механические характеристики и показатель деформационного упрочнения. Измерен размер бывшего зерна аустенита в структуре стали после термомеханической обработки. Авторы установили температурно-силовые условия, в которых сталь демонстрирует усиление и стабилизацию горячего упрочнения, либо разупрочнение. Показано, что достигнутое на этапе предварительной деформации при температуре 450 °С упрочнение усиливается на этапе основной деформации при температурах в интервале от 550 до 800 °С, при этом в указанном температурном интервале склонность к усилению горячего упрочнения ослабевает.

Ключевые слова: стали с РАПЭ, штамповые стали, горячая деформация, горячий наклеп, аустенит

Благодарности: Исследование структуры выполнено с использованием оборудования ЦКП «Материаловедение и металлургия» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (соглашение № 075-15-2021-696). Авторы выражают благодарность к.т.н. Хаткевичу В.М. за советы в организации исследования.

Для цитирования: Кругляков А.А., Рогачев С.О., Соколов П.Ю., Приуполин Д.В. Условия сохранения горячего наклепа в штамповой стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия.* 2023;66(5):554–563. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-554-563>

PRESERVATION CONDITIONS OF HOT WORK HARDENING IN DIE STEEL WITH REGULATED AUSTENITIC TRANSFORMATION DURING EXPLOITATION

A. A. Kruglyakov¹, S. O. Rogachev^{2,3}✉, P. Yu. Sokolov², D. V. Priupolin²¹ Scientific Production Association WBH (106 b Friedrichstrasse, Berlin D-10117, Germany)² National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)³ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119334, Russian Federation)

✉ csaap@mail.ru

Abstract. Die steels with regulated austenitic transformation during exploitation (RATE steels) are a new class of tungsten-free steels for hot forming at operating temperatures up to 750 – 800 °C. High durability of the pressing tool and its long service life are ensured by the ability of these steels

to preservation of hot work hardening. This circumstance distinguishes RATE steels from traditional alloy steels, which are prone to softening at high temperatures. However, the temperature ranges for the preservation of hot hardening in RATE steels was not systematically studied, which makes it difficult to use a pressing tool more efficiently. In this paper, we study the mechanical behavior of RATE die steel during thermo-mechanical treatment in a wide temperature range, including the stage of preliminary deformation at lower temperatures and the stage of main deformation at higher temperatures corresponding to operating temperatures of the pressing tool. The thermo-mechanical treatment was carried out using a hardening-deformation dilatometer DIL 805 A/D according to the compression mode. We obtained the true stress-strain curves and determined the mechanical characteristics and strain hardening index. Size of the former austenite grain in the steel structure after thermo-mechanical treatment was measured. The temperature-force conditions for enhancing hot hardening or stabilizing hot hardening, or softening, were established. It is shown that the hardening achieved at the stage of preliminary deformation at a temperature of 450 °C is enhanced at the stage of main deformation at temperatures in the range from 550 to 800 °C, while in this temperature range the tendency to increase hot hardening is weakened.

Keywords: RATE steels, die steels, hot deformation, hot work hardening, austenite

Acknowledgements: The study of the structure was carried out using the equipment of the Center for Collective Use “Materials Science and Metallurgy” with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (agreement No. 075-15-2021-696). The authors express their gratitude to Khatkevich V.M. for advice on the study organization.

For citation: Kruglyakov A.A., Rogachev S.O., Sokolov P.Yu., Priupolin D.V. Preservation conditions of hot work hardening in die steel with regulated austenitic transformation during exploitation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2023;66(5):554–563. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-554-563>

ВВЕДЕНИЕ

Считается, что стойкость сталей на основе α -железа при температурах разогрева порядка 690 – 700 °C является предельной. Поэтому наиболее теплостойкие штамповые стали типа 5X3B3MФC, 3X2B8Ф (DIN: X30WCrV9-3, AISI/SAE: H21 или H21A), 4X2B5MФ и 4X2B4ФC с повышенным содержанием вольфрама ограничены рабочими температурами горячего прессования до 660 – 680 °C [1 – 3]. Еще ниже рабочие температуры безвольфрамовых сталей типа 70X3Г2ФТР или 4X5MГФC [4; 5]. Несколько выше рабочие температуры у аустенитных сталей, однако они характеризуются низкой технологичностью [6 – 8].

Еще в 1980-х годах Озерским А.Д. и Кругляковым А.А. были разработаны штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (стали с РАПЭ) – безвольфрамовые стали на основе α -железа для горячей обработки давлением при рабочих температурах до 750 – 800 °C [9 – 11]. Высокая стойкость прессового инструмента и его длительный ресурс обеспечиваются за счет способности этих сталей сохранять горячее деформационное упрочнение (горячий наклеп) [12; 13]. Это обстоятельство и отличает стали с РАПЭ от традиционных легированных сталей, склонных к разупрочнению при высоких температурах. Основная причина разупрочнения – развитие процессов возврата и динамической рекристаллизации [14 – 16]. Следствие этого – изменение формы кривых растяжения при высоких температурах [17; 18].

Экспериментально склонность к горячему наклепу в сталях с РАПЭ проверяли при термомеханической обработке, включающей предварительную деформацию при более низкой температуре и основную деформацию при более высокой температуре [19 – 21]. Уровень упрочнения, достигнутый на стадии предварительной деформации, сохранялся и усиливался на стадии основной деформации. Однако в этих рабо-

тах температура предварительной деформации была ограничена 450 °C, а температура основной деформации – 750 °C. Таким образом, температурные диапазоны проявления горячего упрочнения в таких сталях систематически не были изучены. Этот вопрос важен для выбора температур предварительного упрочнения штампа и рабочих температур, обеспечивающих наиболее эффективную и длительную эксплуатацию штампового инструмента.

Цель настоящей работы – изучение влияния температуры горячей деформации на характер горячего упрочнения в штамповой стали с РАПЭ на примере среднеуглеродистой стали системы Fe–C–Si–Cr–Ni–Mn–Mo–V–Ti–Nb.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования взята штамповая сталь с РАПЭ типа 4X2H3M2Г4ФТБС [22] после смягчающей термической обработки на твердость ~34 HRC.

Термомеханическую обработку (ТМО) проводили на закалочном-деформационном dilatометре DIL 805 A/D, при этом использовали цилиндрические образцы высотой 10 мм и диаметром 5 мм. Термомеханическая обработка состояла из следующих этапов:

- аустенизация при 1150 °C в течение 15 мин;
- выдержка 15 мин и предварительная пластическая деформация при температуре в интервале 400 – 500 °C (с шагом 50 °C);
- выдержка 15 мин и основная пластическая деформация при температуре в интервале 550 – 850 °C (с шагом 50 °C).

После ТМО образцы подвергали свободному охлаждению (~10 °C/c).

Диаграмма ТМО показана на рис. 1.

Деформацию проводили по схеме сжатия (пять циклов, деформация на каждом цикле 1 – 2 %, скорость 0,1 с⁻¹) с записью кривых процесса в координатах «истинное напряжение – истинная деформация».

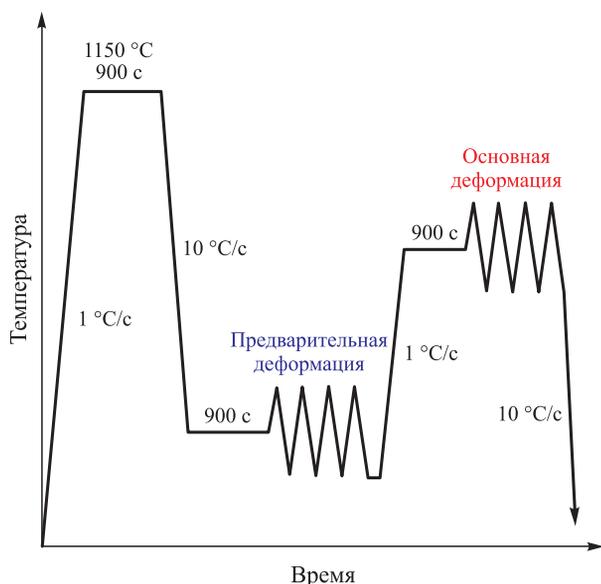


Рис. 1. Диаграмма термомеханической обработки

Fig. 1. Thermo-mechanical treatment diagram

Показатель деформационного упрочнения n определяли из уравнения $S = Ke^n$, где S – истинное напряжение; K – коэффициент; e – истинная деформация.

Микроструктуру на шлифах после травления в 5 %-ном водном растворе азотной кислоты изучали на оптическом микроскопе NIM-100 при увеличении 200. Размер зерен измеряли на полученных изображениях микроструктуры методом секущих.

Микротвердость определялась методом Виккерса на приборе Micromet 5101 Buehler. При этом использо-

вали следующие параметры: нагрузка 300 г; время приложения нагрузки 10 с; увеличение микроскопа 500. Измерения проводились на поперечных шлифах образцов после ТМО в двух зонах: на периферии и в центре образца. Рассчитывали среднее арифметическое значение и стандартное отклонение по шести измерениям на каждую точку.

РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Механические характеристики стали с РАПЭ при ТМО с варьированием температуры предварительной деформации и постоянной температурой основной деформации приведены в табл. 1, кривые деформации – на рис. 2. Как и в более ранних исследованиях [19; 20], многократная пластическая деформация при 450 °C обеспечила существенное упрочнение стали: максимальное напряжение цикла S_{max} повысилось с 248 – 263 до 441 – 467 МПа (в 1,8 раз). Достигнутый уровень упрочнения сохраняется на первом цикле основной деформации при 750 °C и усиливается при следующих четырех циклах: S_{max} повышается до 517 – 523 МПа (в 1,1 раз). Варьирование температуры предварительного этапа деформации от 400 до 500 °C оказывает слабое влияние на уровень упрочнения как на этапе предварительной деформации, так и на этапе основной деформации. При одинаковых степенях деформации разница в максимальном напряжении отличается не более, чем на 6 %. С увеличением степени основной деформации эта разница уменьшается. Прирост упрочнения на первом цикле основной деформации (по сравнению с пятым циклом предварительной деформации)

Таблица 1

Механические характеристики стали с РАПЭ при ТМО с варьированием температуры предварительной деформации

Table 1. Mechanical characteristics of RATE steel during TMT with varying pre-deformation temperature

Деформация	Предварительная					Основная				
Температура	400 °C					750 °C				
Цикл, номер	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
S , МПа	263	326	379	425	467	471	486	498	508	517
e	0,019	0,018	0,018	0,017	0,016	0,016	0,016	0,015	0,015	0,012
n	0,37					0,06				
Температура	450 °C					750 °C				
S , МПа	250	312	364	409	450	474	493	502	511	518
e	0,019	0,019	0,017	0,017	0,017	0,016	0,016	0,015	0,015	0,014
n	0,38					0,06				
Температура	500 °C					750 °C				
S , МПа	248	308	358	402	441	486	500	510	517	523
e	0,019	0,018	0,018	0,017	0,017	0,015	0,015	0,015	0,014	0,012
n	0,37					0,04				

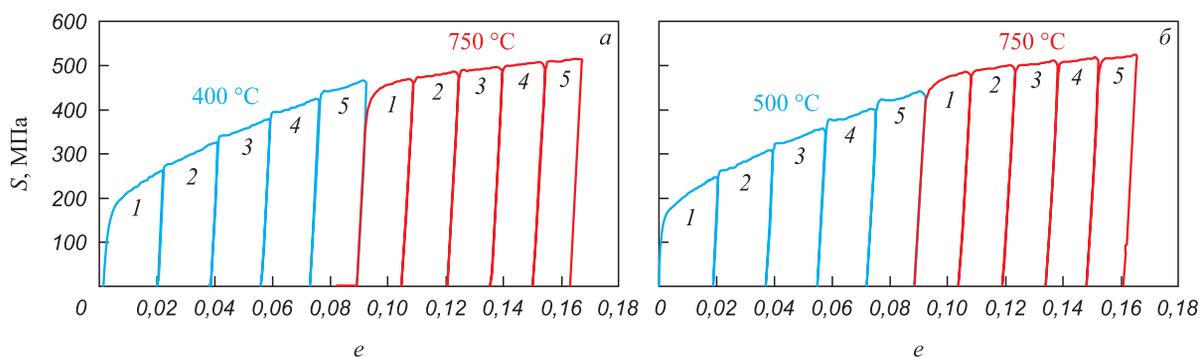


Рис. 2. Кривые деформации стали с РАПЭ при ТМО с варьированием температуры предварительной деформации 400 (а) и 500 °С (б)

Fig. 2. Stress-strain curves of RATE steel during TMT with varying pre-deformation temperature 400 (a) and 500 °C (b)

Таблица 2

Механические характеристики стали с РАПЭ при ТМО с варьированием температуры основной деформации

Table 2. Mechanical characteristics of RATE steel during TMT with varying the main deformation temperature

Деформация	Предварительная					Основная				
Температура	450 °С					550 °С				
Цикл, номер	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
S, МПа	252	313	363	408	449	445	478	512	541	569
e	0,019	0,019	0,018	0,017	0,017	0,016	0,016	0,015	0,015	0,014
n	0,37					0,16				
Температура	450 °С					600 °С				
S, МПа	242	303	354	398	438	420	445	485	513	537
e	0,019	0,018	0,018	0,017	0,017	0,016	0,015	0,015	0,014	0,012
n	0,38					0,16				
Температура	450 °С					650 °С				
S, МПа	254	316	368	414	452	439	474	504	530	552
e	0,019	0,019	0,018	0,018	0,017	0,016	0,016	0,015	0,015	0,013
n	0,37					0,15				
Температура	450 °С					700 °С				
S, МПа	245	305	355	398	438	454	477	501	521	537
e	0,019	0,019	0,019	0,019	0,018	0,017	0,017	0,017	0,016	0,014
n	0,36					0,11				
Температура	450 °С					750 °С				
S, МПа	250	312	364	409	450	474	493	502	511	518
e	0,019	0,019	0,017	0,017	0,017	0,016	0,016	0,015	0,015	0,014
n	0,38					0,06				
Температура	450 °С					800 °С				
S, МПа	254	315	367	410	449	442	449	449	451	451
e	0,019	0,018	0,017	0,017	0,017	0,015	0,015	0,015	0,014	0,013
n	0,37					0,01				
Температура	450 °С					850 °С				
S, МПа	246	303	352	395	436	368	373	375	377	378
e	0,019	0,018	0,017	0,017	0,017	0,017	0,017	0,016	0,016	0,014
n	0,37					0,02				

наибольший (10 %) в случае температуры предварительной деформации 500 °С.

Механические характеристики стали с РАПЭ при ТМО с постоянной температурой предварительной деформации и варьированием температуры основной деформации приведены в табл. 2, а кривые деформации – на рис. 3.

Достигнутый уровень упрочнения на этапе предварительной деформации при температуре 450 °С усиливается на этапе основной деформации при температурах 550 – 750 °С: при температуре 550 °С S_{max} повышается до 569 МПа (на 27 %), а при температуре 750 °С –

до 518 МПа (на 15 %). С повышением температуры основной деформации с 550 до 750 °С склонность к горячему упрочнению ослабевает – показатель деформационного упрочнения n уменьшается с 0,16 до 0,06. С дальнейшим повышением температуры основной деформации до 800 °С усиления горячего упрочнения не наблюдается, но происходит его стабилизация, т. е. S_{max} в процессе деформации остается почти постоянным ($n = 0,01$) на уровне 450 МПа. Наконец, с повышением температуры основной деформации до 850 °С происходит некоторое разупрочнение стали: S_{max} на первом цикле деформации снижается до 368 МПа (на 20 %) и

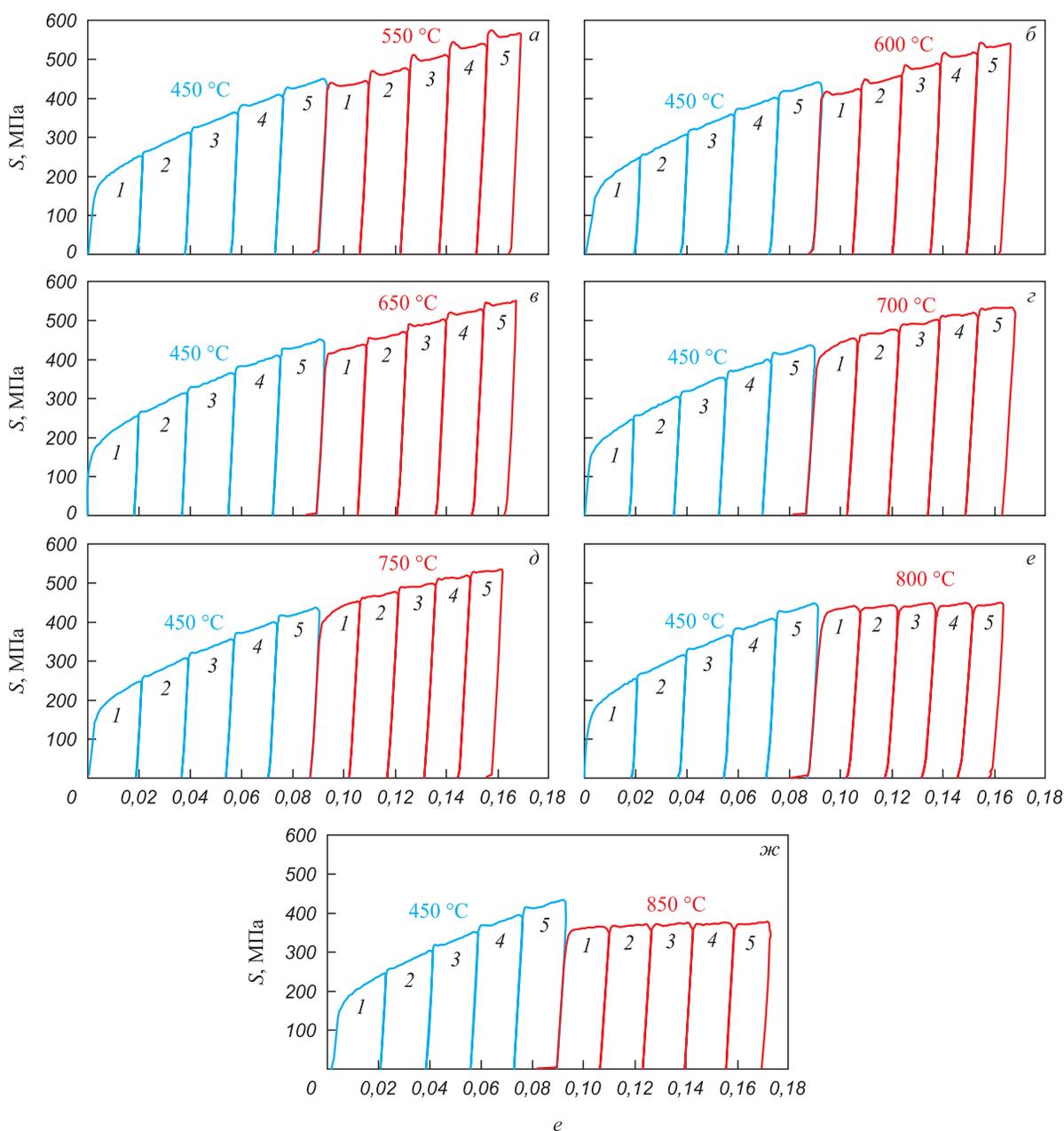


Рис. 3. Кривые деформации стали с РАПЭ при ТМО с варьированием температуры основной деформации, °С: а – 550; б – 600; в – 650; г – 700; д – 750; е – 800; ж – 850

Fig. 3. Stress-strain curves of RATE steel during TMT with varying the main deformation temperature, °С: а – 550; б – 600; в – 650; г – 700; д – 750; е – 800; ж – 850

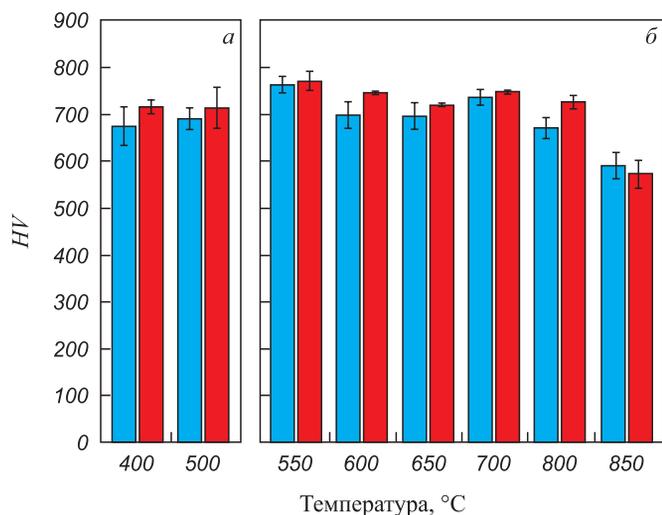


Рис. 4. Зависимость микротвердости стали с РАПЭ от температуры предварительной (а) и основной (б) деформации:
 ■ – периферия; ■ – центр

Fig. 4. Dependence of RATE steel microhardness on temperature of preliminary (a) and main (б) deformation:
 ■ – periphery; ■ – center

остается на этом уровне при следующих четырех циклах деформации ($n = 0,02$). Очень важно отметить, что значения S_{max} даже при 850 °C выше значений этого показателя при первых циклах упрочнения при 450 °C. Уровень прочности стали с РАПЭ при температуре 850 °C

оказывается даже выше в сравнении с высоколегированной 10Cr–10Ni–5Mo–2Cu сталью (при одинаковых степенях деформации и скоростях нагружения) [23].

Микротвердость стали с РАПЭ после ТМО и охлаждения до комнатной температуры в основном коррелирует с уровнем горячего упрочнения после основной деформации (рис. 4). Так, после предварительной деформации в интервале 400–500 °C и охлаждения микротвердость постоянна и находится на уровне 700 HV. После охлаждения с температур основной деформации в интервале 550–800 °C микротвердость имеет слабую тенденцию к уменьшению – от 770 до 700 HV, а после температуры основной деформации 850 °C микротвердость резко снижается до 580 HV. Разница в значениях микротвердости между центром образца и его периферией несущественна.

Микроструктура (бывшее зерно аустенита) стали с РАПЭ после ТМО с варьированием температуры предварительной деформации и охлаждения до комнатной температуры и гистограммы распределения зерен по размерам показаны на рис. 5.

Размер бывшего зерна аустенита после ТМО с варьированием температуры предварительной деформации приведен в табл. 3. Видно, что повышение температуры предварительной деформации от 400 до 500 °C не влияет на размер бывшего зерна аустенита, который составляет около 28 мкм, что соответствует баллу 7 по ГОСТ 5639–82.

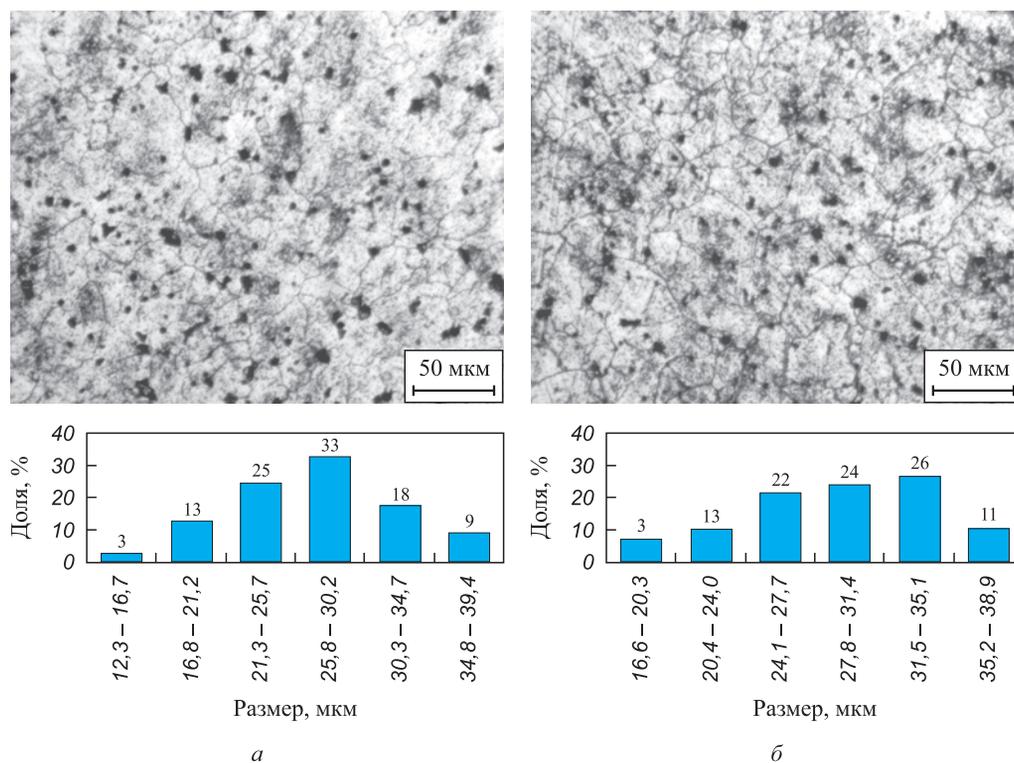


Рис. 5. Бывшее зерно аустенита в структуре стали с РАПЭ после ТМО с варьированием температуры предварительной деформации 400 (а) и 500 °C (б)

Fig. 5. Former austenite grain in the structure of RATE steel after TMT with varying pre-deformation temperature 400 (a) and 500 °C (б)

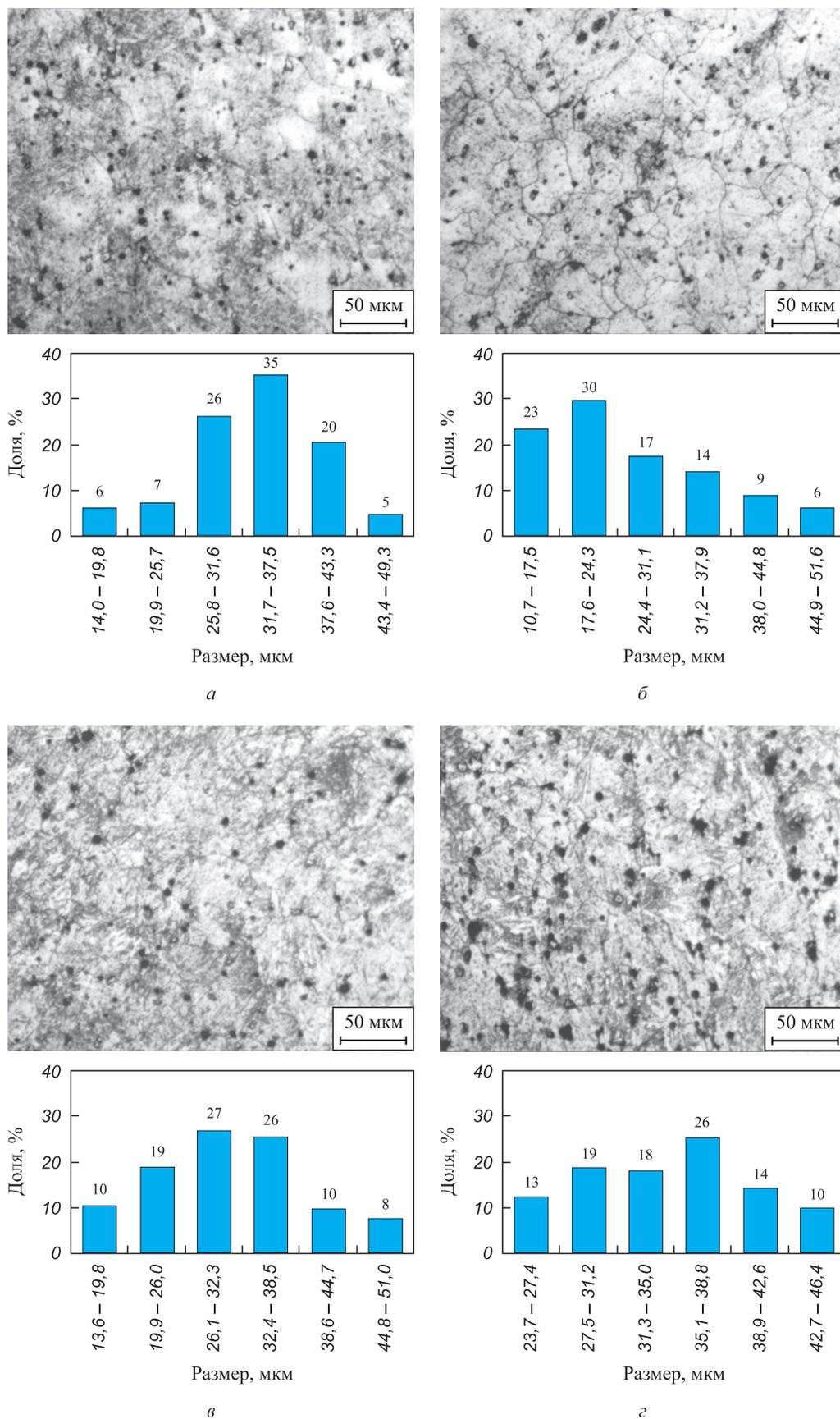


Рис. 6. Бывшее зерно аустенита в структуре стали с РАПЭ после ТМО с варьированием температуры основной деформации, °С: а – 550; б – 750; в – 800; г – 850

Fig. 6. Former austenite grain in the structure of RATE steel after TMT with varying the main deformation temperature, °C: а – 550; б – 750; в – 800; г – 850

Размер бывшего зерна аустенита в структуре стали с РАПЭ после ТМО с варьированием температуры предварительной деформации

Table 3. Size of the former austenite grain in the structure of RATE steel after TMT with varying pre-deformation temperature

Температура предварительной деформации, °С	400	500
Наименьший размер зерна, мкм	12	17
Наибольший размер зерна, мкм	39	39
Средний размер зерна, мкм	27 ± 6	29 ± 5

Размер бывшего зерна аустенита в структуре стали с РАПЭ после ТМО с варьированием температуры основной деформации

Table 4. Size of the former austenite grain in the structure of RATE steel after TMT with varying the main deformation temperature

Температура основной деформации, °С	550	600	650	700	750	800	850
Наименьший размер зерна, мкм	17	16	12	11	14	14	16
Наибольший размер зерна, мкм	38	36	34	52	49	51	48
Средний размер зерна, мкм	29 ± 5	25 ± 5	22 ± 5	26 ± 8	33 ± 7	31 ± 8	35 ± 6

Микроструктура (бывшее зерно аустенита) стали с РАПЭ после ТМО с варьированием температуры основной деформации и охлаждения до комнатной температуры и гистограммы распределения зерен по размерам показаны на рис. 6.

Размер бывшего зерна аустенита после ТМО с варьированием температуры основной деформации приведен в табл. 4. Видно, что с повышением температуры основной деформации от 550 до 850 °С наблюдается слабая тенденция к увеличению размера бывшего зерна аустенита от 29 до 35 мкм, что соответствует баллу 7 по ГОСТ 5639 – 82.

Выводы

Повышение температуры предварительной деформации от 400 до 500 °С не оказывает существенного влияния на уровень упрочнения стали с РАПЭ как на этапе предварительной деформации, так и на этапе основной деформации при постоянной температуре 750 °С.

Уровень упрочнения, достигнутый на этапе предварительной деформации при постоянной температуре 450 °С, усиливается на этапе основной деформации при температурах в интервале от 550 до 750 °С, при этом при повышении температуры склонность к деформационному упрочнению ослабевает. С дальнейшим повышением температуры основной деформации до 800 °С наблюдается стабилизация упрочненного состояния, а до 850 °С – слабое разупрочнение.

Повышение температуры предварительной деформации от 400 до 500 °С при постоянной температуре

основной деформации 750 °С не влияет на размер бывшего зерна аустенита, который составляет около 28 мкм. С повышением температуры основной деформации от 550 до 850 °С и постоянной температуре предварительной деформации 450 °С наблюдается слабая тенденция к увеличению размера бывшего зерна аустенита от 29 до 35 мкм.

Полученные результаты позволяют предположить, что сталь с РАПЭ будет эффективно работать при температурах разогрева инструмента во всем интервале температур от 550 до 800 °С. При этом даже при температуре разогрева 850 °С сталь сохраняет достаточно высокий запас прочности (380 МПа).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Горбатюк С.М., Морозова И.Г., Наумова М.Г. Разработка рабочей модели процесса реиндустриализации производства термической обработки штамповых сталей. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017; 60(5):410–415. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-5-410-415>
2. Gorbatyuk S.M., Morozova I.G., Naumova M.G. Development of the working model of production reindustrialization of die steel heat treatment. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017; 60(5):410–415. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-5-410-415>
3. Озерский А.Д., Кругляков А.А. *Штамповые стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации*. Ленинград: ЛДНТП; 1988:28.
4. Позняк Л.А. *Инструментальные стали*. Киев: Наукова думка; 1996:488.
5. Орлов Ю.Г., Дудецкая Л.Р. *Материалы и технологии изготовления литого штампового инструмента*. Минск: Беларуская навука; 2010:171.

5. Кругляков А.А. Влияние легирующих элементов на упрочнение штамповых сталей в аустенитном состоянии при высокотемпературной пластической деформации. *Деформация и разрушение материалов*. 2019;(3):28–32. <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2019-3-28-32>
Kruglyakov A.A. Effect of alloying elements on the hardening of die steels in the austenitic state during high-temperature plastic deformation. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2019;2019(10):1096–1101. <https://doi.org/10.1134/S0036029519100343>
6. Кругляков А.А., Никулин С.А. Структура и особенности деформационного упрочнения штамповых сталей с регулируемым аустенитным превращением. *Деформация и разрушение материалов*. 2014;(11):23–25.
Kruglyakov A.A., Nikulin S.A. Structure and features of strain hardening of die steels with controlled austenite transformation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2014;(11):23–25. (In Russ.).
7. Логинов Ю.Н., Инатович Ю.В. *Инструмент для прессования металлов*. Екатеринбург: Издательство Уральского университета; 2014:224.
8. Федулов В.Н. Влияние количественного легирования инструментальных сталей для горячего деформирования на уровень их упрочнения. *Литье и металлургия*. 2015;(3):123–131.
Fedulov V.N. Influence of quantitative alloying of tool steels for hot deformation on their hardening level. *Lit'e i metallurgiya*. 2015;(3):123–131. (In Russ.).
9. Крылова С.Е., Клецова О.А., Грызунов В.И., Фот А.П., Тавтилов И.Ш. Влияние термической обработки на структуру и свойства штамповой стали 70X3Г2ФТР. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017;(10):4–10.
Krylova S.E., Kletsova O.A., Gryzunov V.I., Fot A.P., Tavtilov I.Sh. Effect of heat treatment on the structure and properties of die steel 70Kh3G2FTR. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017;59(10):4–10. <https://doi.org/10.1007/s11041-018-0198-1>
10. Wang L., Li H., Li G., Tang Z., Ma M. Microstructural evolution and flow behavior of 2205 and 2507 duplex stainless steel during double pass hot compressive deformation. *Chinese Journal of Materials Research*. 2016;30(12):888–896. <https://doi.org/10.11901/1005.3093.2016.410>
11. Фомина О.В. Формирование структуры высокопрочной азотсодержащей стали в процессе горячей деформации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2017;60(3):216–222. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-3-216-222>
Fomina O.V. Structure formation of high strength nitrogen-bearing steel under hot deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2017;60(3):216–222. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-3-216-222>
12. Alimi A., Fajoui J., Kchaou M., Branchu S., Elleuch R., Jacquemin F. Multi-scale hot working tool damage (X40CrMoV5-1) analysis in relation to the forging process. *Engineering Failure Analysis*. 2016;62:142–155. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2015.11.031>
13. Llanos L., Pereda B., Lopez B., Rodriguez-Ibabe J.M. Hot deformation and static softening behavior of vanadium microalloyed high manganese austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*. 2016;651:358–369. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.123>
14. Petković R.A., Luton M.J., Jonas J.J. Recovery and recrystallization of carbon steel between intervals of hot working. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 1975;14(2):137–145. <https://doi.org/10.1179/000844375795050201>
15. Graetz K., Miessen C., Gottstein G. Analysis of steady-state dynamic recrystallization. *Acta Materialia*. 2014;67:58–66. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.12.005>
16. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J.J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*. 2014;60:130–207. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.09.002>
17. Giordani E.J., Jorge Jr. A.M., Balancin O. Proportion of recovery and recrystallization during interpass times at high temperatures on a Nb- and N-bearing austenitic stainless steel biomaterial. *Scripta Materialia*. 2006;55(8):743–746. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.05.015>
18. Souza R.C., Silva E.S., Jorge Jr. A.M., Cabrera J.M., Balancin O. Dynamic recovery and dynamic recrystallization competition on a Nb- and N-bearing austenitic stainless steel biomaterial: Influence of strain rate and temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;582:96–107. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.06.037>
19. Krugljakow A.A., Nikulin S.A., Rogachev S.O., Nguyen H.X., Lebedeva N.V., Panova G.A. Hot-hardening phenomenon in die steel during thermomechanical processing. *Materials Letters*. 2020;266:127475. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127475>
20. Krugljakow A.A., Rogachev S.O., Lebedeva N.V., Sokolov P.Yu., Arsenkin A.M., Khatkevich V.M. On the nature of hot work hardening phenomenon in die steel with regulated austenitic transformation during exploitation. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;833:142548. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142548>
21. Пат. 2776893 RU. *Способ упрочняющей обработки инструмента из штамповых сталей* / Н.В. Лебедева, Г.А. Панова, А.А. Кругляков, С.О. Рогачев; опублик. 28.07.2022.
22. Пат. 2744584 RU. *Штамповая сталь* / С.А. Никулин, А.А. Кругляков, С.О. Рогачев, Г.А. Панова, Н.В. Лебедева; опублик. 11.03.2021.
23. Abbasi S.M., Shokuhfar A. Prediction of hot deformation behaviour of 10Cr–10Ni–5Mo–2Cu steel. *Materials Letters*. 2007;61(11–12):2523–2526. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2006.09.050>

Сведения об авторах

Information about the Authors

Александр Аркадьевич Кругляков, к.т.н., генеральный директор, Научно-коммерческая фирма WBH
E-mail: dra.krugljakow@t-online.de

Aleksandr A. Kruglyakov, Cand. Sci. (Eng.), General Director, Scientific Production Association WBH
E-mail: dr.a.krugljakow@t-online.de

Станислав Олегович Рогачев, к.т.н., доцент кафедры металло-
ведения и физики прочности, Национальный исследовательский
технологический университет «МИСИС»; научный сотрудник,
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
ORCID: 0000-0001-7769-7748
E-mail: csaap@mail.ru

Павел Юрьевич Соколов, старший преподаватель, Националь-
ный исследовательский технологический университет «МИСИС»
E-mail: sokolov@misis.ru

Денис Викторович Приуполин, студент, Национальный иссле-
довательский технологический университет «МИСИС»
E-mail: dpriupolin@gmail.com

Stanislav O. Rogachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair
“Metallography and Physics of Strength”, National University of Science
and Technology “MISIS”; Research Associate, Baikov Institute of Metal-
lurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
ORCID: 0000-0001-7769-7748
E-mail: csaap@mail.ru

Pavel Yu. Sokolov, Senior Lecturer, National University of Science and
Technology “MISIS”
E-mail: sokolov@misis.ru

Denis V. Priupolin, Student, National University of Science and Tech-
nology “MISIS”
E-mail: dpriupolin@gmail.com

Вклад авторов

Contribution of the Authors

А. А. Кругляков – формирование основной концепции, формули-
рование выводов.

С. О. Рогачев – научное руководство, подготовка текста статьи.

П. Ю. Соколов – проведение расчетов.

Д. В. Приуполин – проведение расчетов.

A. A. Kruglyakov – conceptualization, formulation of conclusions.

S. O. Rogachev – scientific guidance, writing the text.

P. Yu. Sokolov – investigation, calculations.

D. V. Priupolin – investigation, calculations.

Поступила в редакцию 15.03.2023

После доработки 22.04.2023

Принята к публикации 24.08.2023

Received 15.03.2023

Revised 22.04.2023

Accepted 24.08.2023