

УДК 542.46

DOI: 10.30987/2223-4608-2021-10-3-10

О.Ю. Бургонова, к.т.н., **К.Н. Пантюхова**, к.т.н., **А.М. Бадамшин**, инженер, **Е.А. Рогачев**, к.т.н.
(Омский государственный технический университет, Россия, г. Омск, пр-т Мира, д. 11)
E-mail: oksbourg@mail.ru

Определение рациональных режимов разупрочняющей термической обработки фланцев из среднеуглеродистых сталей

Исследованы режимы высокого отпуска, выявлено, что при температурах выше 500 °С наблюдается частичная или полная замена пластинчатого перлита на зернистый.

Ключевые слова: нормализация; высокий отпуск; отжиг; холодная штамповка; среднеуглеродистые стали.

O.Yu. Burgonova, Candidate of Technical Sciences, **K.N. Pantyukhova**, Candidate of Technical Sciences, **A.M. Badamshin**, engineer, **E.A. Rogachev**, Candidate of Technical Sciences
(Omsk State Technical University, 11, Mira Ave., Omsk, Russia)

Determination of rational modes of softening heat treatment of flanges made of medium-carbon steels

The modes of high tempering are investigated, making it clear that at temperatures above 500 °C, a whole or partial replacement of lamellar perlite with granular is observed.

Keywords: normalization; high tempering; annealing; cold-pressing; medium-carbon steels.

Введение

Фланцевое соединение является наиболее распространенным видом разъемных соединений, которые используются в нефтехимической промышленности. Фланцы служат для соединения отдельных частей аппаратов; трубопроводов; трубопроводной арматуры; датчиков контрольно-измерительных приборов и т.п. Широкое распространение фланцевых соединений трубопроводной арматуры связано с присущими им достоинствами. Самое очевидное из них – возможность многократного монтажа и демонтажа. Резьбовые фланцы применяют на трубопроводах высокого давления, где сварка нежелательна, а также там, где есть необходимость демонтажа фланца при раз-

борке узла. В качестве материала фланцев применяются различные марки стали, как низкоуглеродистые легированные (13ХФА; 10Г2ФБЮ; 08Х18Н10Т; 17Г1С и т.д.), так и среднеуглеродистые (40; 45; 30ХМА; 40Х и др.).

Изготавливаются фланцы из сортового проката, штампованных заготовок или поковок. Фланцы небольших размеров целесообразно получать в штампах. Штамповка может происходить в открытых и закрытых штампах, в холодном и горячем состоянии. Холодная штамповка, чаще всего осуществляемая специальными автоматизированными или автоматическими машинами, имеет много преимуществ – от снижения затрат до повышения прочности деталей. Современная холодная

штамповка является высокоскоростным производственным процессом, позволяющим снизить себестоимость продукции, обеспечить высокое качество поверхности и точность размеров и исключить дополнительные операции. Ограничением применения данной обработки при изготовлении фланцев из среднеуглеродистой стали являются их механические характеристики.

Известно, что с увеличением содержания углерода пластичность сталей падает, а прочностные характеристики растут. Так при содержании 0,2 % С и пределе прочности 340...440 МПа относительное удлинение (относительное сужение) соответствует 21 % (50 %). В среднеуглеродистой стали с содержанием углерода ~0,4 % эти характеристики соответствуют следующим значениям: $\sigma_b = 510...650$ МПа; $\delta = 14$ %; $\psi = 40$ %.

Для повышения пластичности перед холодной обработкой давлением деталь подвергают полному отжигу, при котором происходит полная перекристаллизация и измельчение зерна, повышение пластичности и снижение внутренних напряжений. Однако из-за длительности данного процесса, связанного с охлаждением заготовок вместе с печью, изготавливаемые изделия подвергают нормализации, при которой из-за более высокой степени переохлаждения измельчается феррито-цементитная смесь и повышается прочность, что является негативным фактором, поскольку основная цель отжига – разупрочнение и повышение пластичности. Поэтому после нормализации на предприятиях проводят высокий отпуск, при котором у низкоуглеродистых сталей происходит релаксация внутренних напряжений, а у среднеуглеродистых – снижается твердость и повышается пластичность [1, 2].

В литературе [3 – 5] приводятся исследования процессов, происходящих при отжиге и отпуске, однако объяснения причин снижения твердости отсутствуют. Нет и обоснованных рекомендаций по назначению режимов отпуска. Обычно они сводятся к фразе «отпуск при температурах, обеспечивающих получение требуемой твердости (550...750 °С), в зависимости от состава стали» [6 – 8].

Целью работы является определение рациональной температуры отпуска и времени выдержки для снижения твердости среднеуглеродистой стали 45, обеспечивающей повышение производительности холодной штамповки и обрабатываемости резанием стальных фланцев.

Экспериментальная часть

Объектом исследования являлись цилиндрические образцы из среднеуглеродистой стали 45, которые были подвергнуты различным видам термической обработки (отжиг; нормализация; нормализация с последующим отпуском). Диаметр образцов составлял ~12 мм, высота ~15 мм. Нагрев для проведения термической обработки проводился в печи камерного типа ПЛ (СНОЛ) 5. Температура нагрева под отжиг и нормализацию составляла 805 ± 3 °С. После нормализации проводился высокий отпуск при температурах (500; 600; 700) ± 5 °С с варьированием времени выдержки образцов от 20 до 120 мин.

Значение твердости образцов после различных режимов термической обработки определялось на твердомере ТШ2 методом Бриелля с нагрузкой на индентор ~30 000 Н. Перед определением твердости поверхности образцов были подвергнуты шлифованию и полированию.

Анализ структурно-фазовых изменений образцов проводился с использованием метода сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на электронном микроскопе JEOL JCM5700 в научно-образовательном ресурсном центре «Нанотехнологии» (ОмГТУ, г. Омск). Для исследования микроструктуры проводилось травление отполированных поверхностей образцов в 4 %-ном растворе азотной кислоты в спирте.

Для оценки влияния режимов термической обработки на качество поверхности при проведении обработки металлов резанием проводились испытания, которые заключались в точении прутков при следующих режимах: подача $S \sim 0,3$ мм; глубина резания $t \sim 0,1$ мм; скорость резания $n \sim 1000$ об/мин. После проведения токарной обработки оценивалась шероховатость поверхности образцов с использованием портативного профилометра Mahr MarSurf PS1 [9].

Влияние режимов термической обработки на обрабатываемость давлением оценивалось методом моделирования операции холодной объемной штамповки заготовки детали типа «Фланец» в программном обеспечении Qform VX.

Обсуждение результатов

В ходе эксперимента при нагреве нормализованной стали под высокий отпуск наблюдали деление пластинчатых включений перлита и образование отдельных цементитных частиц. Известно, что эволюция пластинчатой

карбидной фазы при сфероидизирующем отжиге включает в себя процессы дробления пластин, сфероидизации полученных фрагментов и их коалесценции [10 – 13]. Согласно [14], при подобном делении цементитных пластин в заэвтектоидных сталях, пластины растворяются в наиболее тонких участках, а также в местах выхода на межфазную поверхность субграниц цементита и аустенита.

По аналогии для среднеуглеродистых сталей можно предположить, что стимулом для локального растворения цементита является неуравновешенность сил поверхностного натяжения. Движущей силой такого изменения структуры может быть релаксация упругих напряжений, возникших в процессе перлитного превращения. Для того чтобы эти силы в месте выхода субграницы в цементитной пластине на межфазную поверхность уравновесились, цементит должен приобрести форму поверхности, близкую к глобулярной (рис. 1).

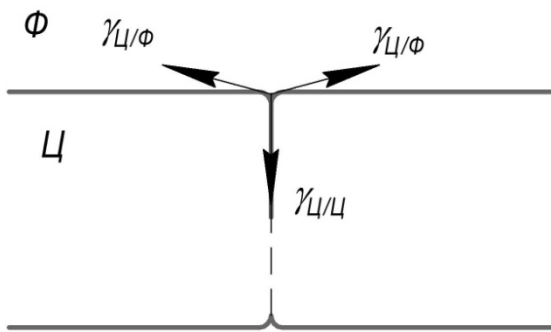


Рис. 1. Канавка растворения в местах выхода субграницы в цементите на поверхности раздела цементит – феррит

Процесс начинается в тонких и дефектных участках цементита. В результате образуются канавки растворения с выпуклыми в сторону феррита стенками. Углубление канавки при-

водит к дроблению пластин на отдельные блоки [15].

Чем меньше радиус кривизны границы, тем больше около нее равновесная концентрация раствора. Следовательно, около выпуклых стенок канавок растворения в цементите (см. рис. 1) концентрация углерода в феррите будет больше, чем около остальной плоской поверхности пластины. Выравнивание состава в феррите снизит концентрацию углерода в нем около выпуклых стенок канавки, и так как феррит здесь окажется ненасыщенным по отношению к цементиту, то цементит растворится и границы его спрямятся. Это приведет к нарушению равновесия сил поверхностного натяжения у выхода субграниц, последующее восстановление равновесия при углублении канавки. Затем цикл многократно повторится, в результате чего перлитное зерно будет разделено вследствие растворения по субграницам цементита. При этом феррит, входящий в перлит, структурно не отличается от избыточного (рис. 2).

После деления пластин мелкие их частицы сфероидизируются. Около краев и вершин цементитных частиц с малым радиусом кривизны концентрация углерода в феррите повышена. Выравнивание состава внутри феррита приводит к повышению его концентрации около участков границы с большим радиусом кривизны, где феррит пресыщается и выделяет цементит. Параллельное снижение концентрации углерода в феррите около краев и вершин приводит к их растворению. В результате градиент концентраций в феррите восстанавливается и процесс растворения цементита в участках с меньшим радиусом кривизны и выделения его в участках с большим радиусом кривизны приводит к округлению частиц.

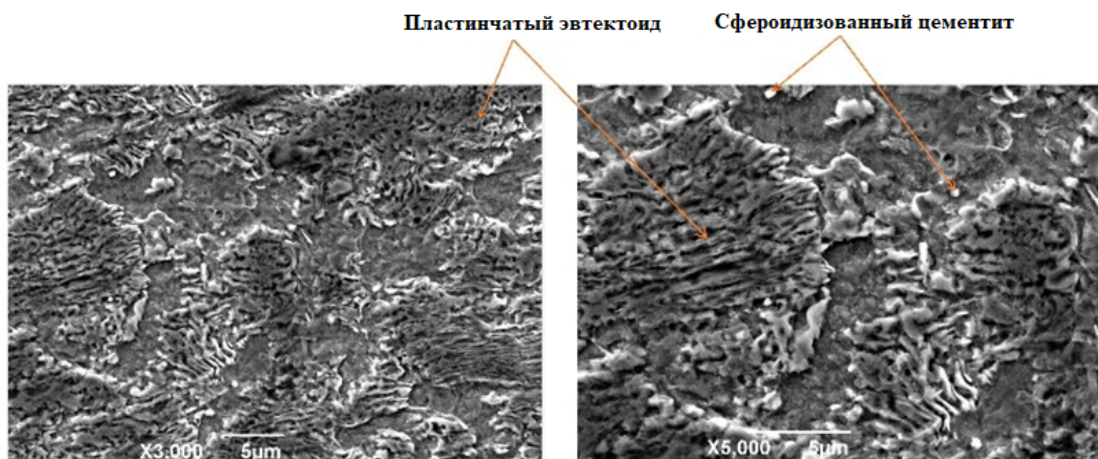


Рис. 2. Структура стали 45 после нормализации и отпуска при 500 °С

Реализация вышеописанного механизма приводит к сфероидизации частиц цементита, образующихся из пластин цементита, входящих в состав перлита. При этом осуществляется перенос углерода через окружающий феррит.

Эксперимент показывает, что во время проведения отпуска после нормализации стали 45, при повышении температуры, зерна пластинчатого эвтектоида растворяются в избыточном феррите, при этом нерастворившиеся пластины цементита постепенно приобретают сферическую форму (рис. 3).

Вероятно, данное явление связано с увеличивающейся диффузией углерода в феррите при повышении температуры. Подтверждение этому выводу можно найти в работе [10], где показаны участки с дефектными плоскостями, по которым происходит растворение цементитной пластины и промежуточная стадия образования шейки на ламели цементита. При этом за счет диффузии углерода происходит утолщение одной из пластин цементита, расположенной напротив шейки в соседней цементитной пластине. В результате процесса переноса атомов углерода от дефектных мест пластинчатого цементита через ферритную матрицу может происходить образование мелких глобулярных частиц цементита с более совершенной структурой.

Характер протекания сфероидизации существенно зависит от дефектов структуры це-

ментита, обладающих дополнительной энергией. В дисперсно-пластинчатом перлите процессы сфероидизации и коагуляции идут быстрее, чем в грубопластинчатом перлите, что связано с ускоренным охлаждением, которое сопровождается некоторым изменением состава феррита и цементита и увеличением числа дислокаций (рис. 4).



Рис. 3. Структура перлита после изотермического распада при 700 °С и дополнительного отжига при 700 °С в течении 30 ч, $\times 60\,000$ [10]

При этом образуются субграницы, способствующие делению цементитных пластин. Кроме того, растворение цементита происходит не только у выходов субграниц, но и в местах повышенной плотности дислокаций в цементите.

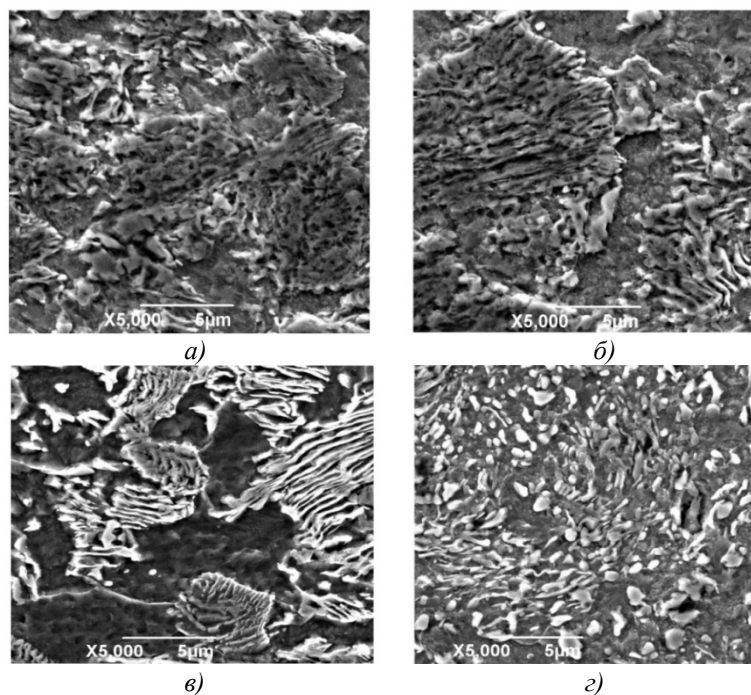


Рис. 4. Структура стали 45 после:

a – нормализации; нормализации с последующим отпуском при: *б* – 500 °С, 30 мин; *в* – 600 °С, 30 мин; *г* – 700 °С, 30 мин

Процесс замены исходной нормализованной структуры образцов из стали 45, состоящей из зерен избыточного феррита и пластинчатого перлита, на структуру, подобную зернистому перлиту, приводит к неуклонному падению твердости при увеличении температуры и времени выдержки в ходе высокого отпуска (рис. 5).

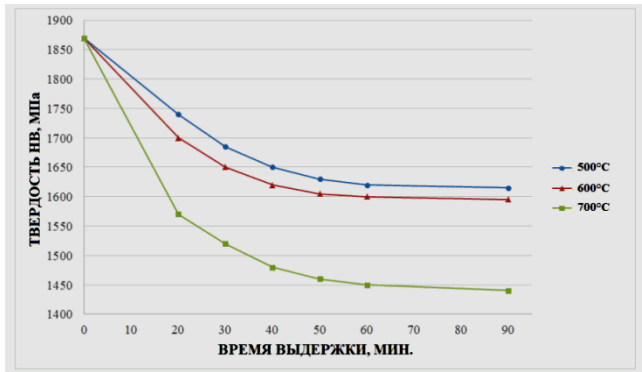


Рис. 5. Зависимость твердости от различных режимов термической обработки. Нормализация ($T = 805 \pm 3 \text{ } ^\circ\text{C}$; $\tau_{\text{выд.}} = 20 \text{ мин}$) + отпуск (500; 600; 700 °C)

При анализе зависимостей видно, что при температуре отпуска равной 500 °C наиболее интенсивное снижение твердости происходит в течение первых 30 мин, после чего процесс постепенно стабилизируется и значение твер-

дости остается постоянным, составляя ~1630...1640 МПа. Диапазон интенсивного снижения твердости при температуре отпуска 600 °C находится в интервале выдержки 20...50 мин, при котором значение твердости образцов снижается приблизительно с 1700 до 1600 МПа. Больше время выдержки не приводит к значительному изменению твердости и не является целесообразным.

При $T_{\text{отп.}} = 700 \text{ } ^\circ\text{C}$ наиболее интенсивное изменение твердости происходит в первые 30 мин выдержки. Твердость снижается приблизительно с 1560 до 1500 МПа, после чего процесс постепенно замедляется. Минимальное зафиксированное значение твердости составило ~1450 МПа при времени выдержки 60 мин.

Моделирование операции штамповки с целью определения предельного усилия деформирования при получении заготовки фланца в зависимости от режима термической обработки проводилось в программном комплексе для моделирования обработки металлов давлением Qform VX. В качестве исходной заготовки был взят пруток диаметром $D = 45 \text{ мм}$ и высотой $h = 105 \text{ мм}$. В качестве оборудования для прессования – механический пресс с максимальным усилием деформирования – 50 МН. Схема исходных данных для моделирования приведена на рис. 6.

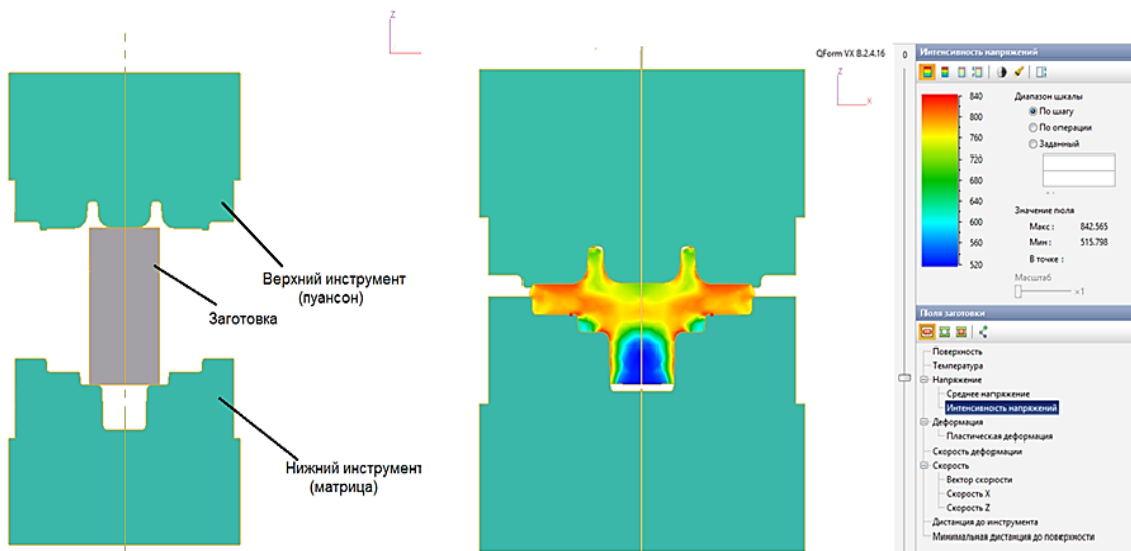


Рис. 6. Моделирование холодной объемной штамповки в Qform VX

Результаты моделирования операции холодной объемной штамповки заготовки типа «Фланец» после различных режимов термической обработки приведены в табл. 1.

Из данных таблицы видно: максимальное усилие деформирования после отжига несколько ниже, чем при сочетании нормализации и высокого отпуска в диапазоне

500...600 °С. Однако при высоком отпуске в 700 °С усилие деформирования ниже, чем после отжига, причиной чего является образова-

ние более совершенной структуры, в которой цементит сферической формы преобладает над пластинчатым.

1. Данные моделирования операции холодной штамповки

Режим термической обработки	Твердость НВ, МПа	Максимальное усилие деформирования, МН
Отжиг	1630	20,05
Нормализация	1870	21,59
Нормализация+Отпуск 500°С (30 мин)	1740	21,31
Нормализация+Отпуск 600°С (30 мин)	1670	21,20
Нормализация+Отпуск 700°С (30 мин)	1500	19,85

В связи с тем, что окончательные размеры и качество поверхности обеспечивается обработкой резанием, немаловажно оценить влияние механических характеристик, полученных после нормализации и отпуска, на шероховатость поверхности. Известно, что обрабатываемость резанием может быть оценена производительностью обработки, качеством обработанной поверхности и видом образующейся стружки. Снижение твердости повышает производительность, что объясняется уменьшением уровня изнашивающего воздей-

ствия обрабатываемого материала на инструмент, а также уровня напряжений в инструменте. Однако не всегда обеспечивает качество поверхности и ухудшение (осложнение) удаления стружки, что может быть важным при обработке на станках-автоматах.

Поверхность среднеуглеродистой стали с микроструктурой, состоящей из пластинчатого дифференцированного перлита и разорванной ферритной сетки, имеет меньшую шероховатость, чем сталь со структурой смеси феррита и зернистого перлита (рис. 7).



Рис. 7. Шероховатость поверхности после точения образцов, полученных при различных режимах термической обработки

Это связано с повышением ударной вязкости и доли ферритной составляющей, приводящих к налипанию обрабатываемого материала на поверхность режущего клина и образованием нароста. Частицы нароста являются основой очагов когезии, разрушение которых приводит к появлению надрывов на поверхности. Кроме того, нарост, углубляясь в обрабатываемую поверхность, может образовывать

борозды.

Очевидно, что с учетом полученных результатов необходимо выбирать режимы термической обработки для получения структуры, при обработке которой достигается максимальная производительность, а также обеспечиваются требования обрабатываемости по другим параметрам.

Заключение

Разность в твердости у стали 45 после полного отжига 160...163 НВ (1600...1630 МПа) и после нормализации 187...190 НВ (1870...1900 МПа). Нормализация занимает намного меньше времени, чем полный отжиг, поэтому ее всегда следует предпочесть отжигу. Но если стоит цель в смягчении стали перед обработкой резанием, то при нормализации нет возможности добиться такого же значимого снижения твердости, как при полном отжиге. Время, затрачиваемое на проведение нормализации и отпуска намного меньше времени полного отжига для данной стали. Значения твердости после нормализации и высокого отпуска соизмеримы со значением твердости после полного отжига. Следовательно, применение данной технологии позволит повысить производительность при достаточном смягчении стали. Нормализация в сочетании с высоким отпуском позволяет получить улучшенную структуру, при замене пластинчатого эвтектоида на глобулярные включения цементита, равномерно распределенные в ферритной матрице. Зернистый цементит является меньшим концентратором напряжений, чем пластинчатый, т.к. не происходит локализации микронапряжений у вершин пластин цементита. Это позволяет повысить сопротивляемость хрупкому разрушению, снизить твердость стали 45 до 1500 МПа, что способствует росту производительности холодной штамповки.

Увеличение температуры отпуска после нормализации с 500 до 700 °С при одинаковом времени выдержки сопровождается снижением твердости на 200 МПа. При этом выдержка при отпуске более 1 ч является нерациональной, т.к. наибольшее снижение твердости достигается в интервал времени от 20 до 40 мин.

В случае применения нормализации и отпуска в качестве окончательной термической обработки перед механической обработкой не целесообразно назначать высокую температуру отпуска (700 °С) в связи с ухудшением шероховатости поверхности.

Для получения характеристик стали 45, соответствующих отжигу, оптимальным режимом после нормализации является отпуск при температуре 650 °С при выдержке 30 мин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кремнев, Л.С., Свищенко, В.В., Чепрасов, Д.П.** Структура и механизм формирования зернистого бейнита в стали 20Х2НАЧ // *МирТом*. – 1997. – № 9. – С. 6-9.
2. **Свищенко, В.В.** Структура и механизм формирования зернистого бейнита. – Труды Алтайского Государственного Технического Университета им. И.И. Ползунова. Барнаул: АлтГТУ, 1995. – С. 44-50.
3. **Кушнер, В.С., Бургонова, О.Ю., Негров, Д.А., Новиков, А.А., Схиртладзе, А.Г.** Материаловедение: учебник. – Омск: ОмГТУ, 2014. – 252 с.
4. **Самохоцкий, А.И., Парфеновская, Н.Г.** Технология термической обработки металлов. – М.: Машиностроение, 1976. – 311 с.
5. **Jumaidin, R., Jopri, I.M., Hasan, R., Saleman, A.R., Idril, F.** Effect of cooling medium and tempering on microstructures and hardness of sk3 high carbon steel // *Journal of Advanced Research in Fluid Mechanics and Thermal Sciences*. – 2019. – Vol. 63(2). – PP. 199-209.
6. **Wakjira, M.W., Altenbach, H., Ramulu, P.J.** CSN 12050 carbon steel mechanical property enhancement using thermal treatment to optimize product sustainability // *Lecture Notes of the Institute for Computer Sciences, Social-Informatics and Telecommunications Engineering*. – 2019. – Vol. 274. – PP. 113-121.
7. **Singh, S.S., Awale, A.S., Chaudhari, A., Nahak, B.** Monitoring the microstructural changes of heat treated medium carbon steel by Barkhausen noise and hysteresis loop techniques // *Materials Today: Proceedings*. – 2019. – Vol. 26. – PP. 1198-1202.
8. **Sundar Singh Sivam, S.P., Loganathan, G.B., Uma-sekar, V.G., Suresh Kumar, P.S., Raja, S.** Study on microstructural characteristics and mechanical behaviour of AISI1050 steel under various heat treatments // *International Journal of Vehicle Structures and Systems*. – 2019. – Vol. 11. – № 1. – PP. 15-20.
9. **Sundar Singh Sivam, S.P., Loganathan, G.B., Shobana Swarna Ratna, P.R., Balakumaran, G.** Improvement of product quality by process parameter optimization of AISI 1050 by different heat treatment conditions: Ranking algorithm and ANOVA // *International Journal of Innovative Technology and Exploring Engineering*. – 2019. – Vol. 8(5). – PP. 30-35.
10. **Цементит в углеродистых сталях: коллектив. моногр.** / Счастливец, В.М., Медведева, Н.И. и др./ Изд-во УМЦ УПИ, 2017. [Электронный ресурс]. URL: <http://elar.urfu.ru/handle/10995/55989> (дата обращения 22.12.2020).
11. **Соснин, О.В., Целлермаер, В.В., Иванов, Ю.Ф.** Эволюция структуры и перенос атомов углерода в зоне усталостного роста трещины феррито-перлитной стали // *Известия Вузов. Физика*. – 2003. – № 10. – С. 79-87.
12. **Макаров, А.В., Счастливец, В.М., Табатчи-кова, Т.И.** Износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада ау-

стенита // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 97. – № 5. – С. 94-105.

13. **Счастливцев, В.М., Табатчикова, Т.И., Макаров, А.В.** Влияние твердорастворного упрочнения феррита и сфероидизации цементита на износостойкость эвтектидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 88. – №1. – С. 94-103.

14. **Новиков, И.И.** Теория термической обработки металлов. Изд. 3-е испр. и доп. М.: Металлургия, 1978. – 392 с.

15. **Gupta, S., Sarkar, J., Banerjee, A., Bandyopadhyay, N.R., Ganguly, S.** Grain Boundary Detection and Phase Segmentation of SEM Ferrite–Pearlite Microstructure Using SLIC and Skeletonization // Journal of The Institution of Engineers (India): Series D. – 2019. – Vol. 100(2). – PP. 203-210.

REFERENCES

1. Kremnev, L. S., Svishchenko, V. V., Cheprasov, D. P. Structure and mechanism of formation of granular bainite in steel 20X2NACH. *MiTom*. – 1997, no. 9, pp. 6-9.

2. Svishchenko, V. V. Structure and mechanism of formation of granular bainite. // *Trudi Altaiskogo Gosudartvennogo universiteta im I.I Polzunov*, Barnaul, AltSTU, 1995, pp. 44-50.

3. Kushner, V. S., Burgonova, O. Yu., Negrov, D. A., Novikov, A. A., Skhirtladze, A. G. *Materials Science: textbook*, Omsk, OmSTU, 2014, 252 p.

4. Samokhotsky, A. I., Parfenovskaya, N. G. *Technology of heat treatment of metals*. - M.: Mashinostroenie, 1976, 311 p.

5. Jumaidin, R., Jopri, I.M., Hasan, R., Saleman, A.R., Idris, F. Effect of cooling medium and tempering on microstructures and hardness of sk3 high carbon steel // *Journal of Advanced Research in Fluid Mechanics and Thermal Sciences*, 2019, Vol. 63(2), PP. 199-209.

6. Wakjira, M.W., Altenbach, H., Ramulu, P.J. CSN 12050 carbon steel mechanical property enhancement using thermal treatment to optimize product sustainability // *Lecture Notes of the Institute for Computer Sciences, Social-Informatics and Telecommunications Engineering*, 2019, Vol. 274, PP. 113-121.

7. Singh, S.S., Awale, A.S., Chaudhari, A., Nahak, B. Monitoring the microstructural changes of heat treated medium carbon steel by Barkhausen noise and hysteresis loop techniques // *Materials Today: Proceedings*, 2019, Vol. 26, PP. 1198-1202.

8. Sundar Singh Sivam, S.P., Loganathan, G.B., Umasekar, V.G., Suresh Kumar, P.S., Raja, S. Study on microstructural characteristics and mechanical behaviour of AISI1050 steel under various heat treatments // *International Journal of Vehicle Structures and Systems*, 2019, Vol. 11, № 1, PP. 15-20.

9. Sundar Singh Sivam, S.P., Loganathan, G.B., Shobana Swarna Ratna, P.R., Balakumaran, G. Improvement of product quality by process parameter optimization of AISI 1050 by different heat treatment conditions: Ranking algorithm and ANOVA // *International Journal of Innovative Technology and Exploring Engineering*, 2019, Vol. 8(5), PP. 30-35.

10. Cementite in carbon steels: joint monograph. Shchastlyantsev, V. M., Medvedeva, N. I. et al. / Publishing house of UMTS UPI, 2017, [electronic resource]. URL: <http://elar.urfu.ru/handle/10995/55989> (accessed 22.12.2020).

11. Sosnin, O. V., Zellermaer, V. V., Ivanov, Yu. F. Evolution of the structure and transfer of carbon atoms in the zone of fatigue growth of a ferri-perlite steel crack, *Izvestiya Vuzov. Physics*, 2003, no. 10, pp. 79-87.

12. Makarov, A.V., Shchastlyvtsev, V. M., Tabatchikova, T. I. Wear resistance of hypereutectoid carbon steels with structures of isothermal decomposition of austenite, *Physics of metals and Metallovedenie*, 2004, Vol. 97, no. 5, pp. 94-105.

13. Shchastlyvtsev, V.M., Tabatchikova, T.I., Makarov, A.V. The effect of solid-solution hardening of ferrite and spheroidization of cementite on the wear resistance of eutectoid carbon steel with a thin-plate perlite structure, *Physics of Metals and Metallovedenie*, 1999, Vol. 88, no. 1, pp. 94-103.

14. Novikov, I. I. *Theory of heat treatment of metals* 3rd edition, revised and corrected, M.: Metallurgy, 1978, 392 p.

15. Gupta, S., Sarkar, J., Banerjee, A., Bandyopadhyay, N.R., Ganguly, S. Grain Boundary Detection and Phase Segmentation of SEM Ferrite–Pearlite Microstructure Using SLIC and Skeletonization // *Journal of The Institution of Engineers (India): Series D*, 2019, Vol. 100(2), PP. 203-210.

*Рецензент д.т.н.
Константин Васильевич Макаренко*

