

Дмитрий Игоревич Лебедев^{1,2*}, Евгений Владимирович Антаков¹, Михаил Васильевич Майсурадзе¹, Максим Александрович Рыжков¹

¹ФГАОУ ВО Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Российская Федерация

²Институт физики металлов им. М.Н. Михеева, г. Екатеринбург, Российская Федерация

*lebedev_di@imp.uran.ru

АНАЛИЗ РАЗРУШЕНИЯ ДЕТАЛИ ИЗ СТАЛИ МАРТЕНСИТО- БАЙНИТНОГО КЛАССА ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Изучены причины образования трещин после термообработки деталей из легированной стали с высокой устойчивостью переохлажденного аустенита. Построена термокинетическая диаграмма превращений переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении, установлены температурно-временные интервалы протекания превращений. Определено содержание водорода в разных плавках исследуемой стали. Исследована микроструктура и твердость по сечению детали. Выполнено моделирование процессов, протекающих при термической обработке. Установлено наличие ликвации углерода в осевой зоне детали, приводящей к снижению температуры начала мартенситного превращения в сердцевине.

Ключевые слова: сталь; ликвация; термокинетическая диаграмма; дефект; термическая обработка; микроструктура

Dmitry I. Lebedev^{1,2}, Evgeny V. Antakov¹, Mikhail V. Maisuradze¹, Maksim A. Ryzhkov¹

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg, Russian Federation

² M.N. Mikheev Institute of Metal Physics, Yekaterinburg, Russian Federation

STUDY OF DESTRUCTION OF A PART MADE FROM MARTENSITE- BAINITE STEEL AFTER HEAT TREATMENT

The reasons for the formation of cracks after heat treatment of steel parts have been studied. A CCT diagram has been constructed, and the temperature-time ranges of austenite transformation have been established. The hydrogen content in different heats of the steel was determined. The microstructure and hardness were analysed. Simulation of the heat treatment process has been carried out. The presence of carbon segregation in the axial zone of the part has been established, causing a decrease in the martensite transformation start temperature in the part's core.

Key words: steel; segregation; CCT diagram; defect; heat treatment; microstructure.

Закалка деталей сопровождается образованием повышенного уровня напряжений, обусловленных температурным градиентом при охлаждении и изменением кристаллического строения металла. Наличие дефектов

металлургической (химическая неоднородность, неметаллические включения, поры) или механической природы (острые кромки, грани, резкие переходы) зачастую приводит к образованию трещин при термической обработке [1, 2]. Одним из критичных дефектов является осевая ликвация – химическая неоднородность, проявляющаяся в обогащении или обеднении осевой зоны металла легирующими элементами или примесями за счет образования транскристаллитной структуры и сегрегации примесей [3, 4]. Обогащение осевой зоны углеродом приводит к формированию структуры в центре заготовки, отличающейся по своим параметрам от структуры основного металла.

Исследуемые детали были изготовлены из стали 20Х2Г2СНМА. Сталь выплавлялась в дуговой сталеплавильной печи, разливалась в слитки, после чего производилась горячая прокатка, ковка заготовок и их нормализация. Механически обработанные детали (диаметром 170 мм, длиной 500 мм) подвергались окончательной упрочняющей термической обработке: закалке от 900 °С с охлаждением на спокойном воздухе и низкотемпературному отпуску (180 °С, 3 ч). В результате термообработки формируется бейнито-мартенситная структура с твердостью 43...46 НRC по всему сечению детали.

После термической обработки были выявлены продольные трещины. Анализ разрушенных деталей показал, что края трещин не обезуглерожены, наблюдается разрыв металла вблизи края трещин (рис. 1). Это свидетельствует о том, что образование трещин вызвано внутренними напряжениями в металле.

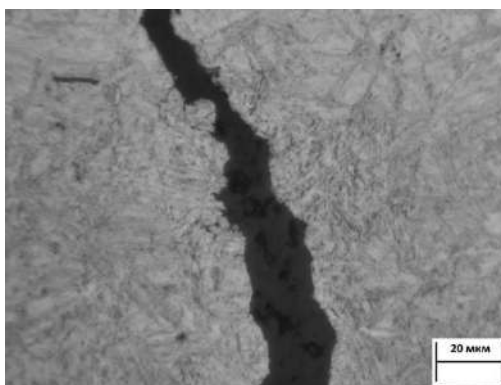


Рис. 1. Трещина, образовавшаяся в детали из стали 20Х2Г2СНМА после термической обработки

Установлено, что при охлаждении со скоростью 3...30 °С/с в стали 20Х2Г2СНМА регистрируется только мартенситное превращение, начинающееся при температуре 350 °С. При уменьшении скорости охлаждения до 0,3...1,0 °С/с превращение начинается при температуре 375 °С, а при скорости охлаждения 0,1 °С/с – при 415 °С. Повышение температуры начала превращения аустенита при уменьшении скорости охлаждения связано с образованием бейнита, что также отражается на значении твердости (45 НRC после охлаждения со скоростью 0,1 °С/с, 49 НRC при формировании

мартенситной структуры). При этом до достижения температуры M_n образуется лишь незначительное количество бейнита (не более 5%), а при охлаждении ниже M_n формируется одновременно бейнит и мартенсит. Таким образом, в исследуемой стали основной объем превращения переохлажденного аустенита приходится на достаточно узкий температурный интервал (350...150 °С).

Устойчивость переохлажденного аустенита стали 20X2Г2СНМА позволяет производить закалку крупногабаритных деталей на спокойном воздухе, обеспечивая минимальный перепад температур между поверхностью детали и ее центром по сравнению с охлаждением в жидких средах с более интенсивной теплоотдачей. В связи с этим, температурный градиент по сечению детали и связанные с ним тепловые напряжения не могли стать причиной образования трещин при термообработке.

Содержание водорода во всех исследованных плавках стали 20X2Г2СНМА, в том числе и в тех, для которых проблемы растрескивания не наблюдалось, составило 2,5 ppm. Это превышает критический порог содержания водорода (1 ppm [5]), при котором наблюдается охрупчивание высокопрочных мартенситных сталей при пониженных температурах, однако такого содержания водорода недостаточно для самопроизвольного образования трещин в металле вследствие внутренних напряжений.

Измерение твердости по сечению детали после термической обработки выявило существенную неоднородность: в направлении от поверхности к центру детали твердость возрастает от 45 HRC до 53 HRC. Данный факт не соотносится с условиями охлаждения детали на спокойном воздухе, согласно которым осевая часть детали должна охлаждаться несколько медленнее, чем поверхность, и, соответственно, твердость в осевой зоне должна быть ниже. Спектральный анализ химического состава выявил повышение содержания углерода от 0,22 мас.% вблизи поверхности до 0,33 мас.% в осевой зоне. Наблюдаемое отклонение является следствием ликвации в металле, возникшей на стадии кристаллизации слитка.

Содержание углерода определяет положение температуры начала мартенситного превращения в сталях. Вследствие этого, в исследуемых деталях мартенситное превращение при термической обработке будет протекать неравномерно. По методике [6] была рассчитана температура M_n для поверхностной (335 °С) и осевой зоны (286 °С). Полученные значения позволили определить расчетную кинетику мартенситного превращения в соответствии с уравнением Коистинена-Марбургера [7].

Моделирование термической обработки детали, выполненное по методике [8], показало, что превращение аустенита в осевой зоне начинается, во-первых на 1000 с позже, чем на поверхности, а, во-вторых, при температуре 285 °С, когда на поверхности превращение уже завершено на 80 %. Это приводит к тому, что поверхностный объем металла испытывает растягивающие напряжения, вызванные увеличением объема осевой зоны вследствие протекания в ней мартенситного превращения. Осевая зона при этом испытывает сжимающие напряжения. Подобное распределение

напряжений весьма неблагоприятно, и обычно приводит к формированию трещин [9].

Таким образом, даже несмотря на максимально мягкое охлаждение на спокойном воздухе при реализации термического упрочнения, наличие металлургического дефекта в виде осевой ликвации по углероду способствует формированию весьма неблагоприятного напряженного состояния.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00106.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Maisuradze M. V. Typical engineering steel defects / M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov // Metallurgist. 2021. Vol. 64. № 11-12. PP. 1279-1287. DOI: 10.1007/s11015-021-01116-x.
2. D'Errico F. Failures Induced by Abnormal Banding in Steels / F. D'Errico // Journal of Failure Analysis and Prevention. 2010. Vol. 10. PP. 351–357. DOI: 10.1007/s11668-010-9374-3.
3. El-Bealy M.O. On the Formation of Macrosegregation and Interdendritic Cracks During Dendritic Solidification of Continuous Casting of Steel / M.O. El-Bealy // Metallurgical and Materials Transactions B. 2014. Vol. 45. PP. 988–1017. DOI: 10.1007/s11663-013-9911-z.
4. Galkin A.N. Study of Nonmetallic Inclusion Inhomogeneity and Distribution in a Steel 38KhN3MFA Ingot Cast with a Head Section Cooler / A.N. Galkin, N. A. Zyuban, D. V. Rutskaa // Metallurgist. 2015. Vol. 58. PP. 853–858. DOI: 10.1007/s11015-015-0007-7
5. Lovicu G. Hydrogen Embrittlement of Automotive Advanced High-Strength Steels / G. Lovicu [и др.] // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43. PP. 4075–4087. DOI: 10.1007/s11661-012-1280-8.
6. Andrews K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures / K.W. Andrews // Journal of the Iron and Steel Institute. 1965. Vol. 203. PP. 721-727.
7. Koistinen D.P. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / D.P. Koistinen // Acta Metallurgica. 1959. Vol. 7. P. 59-60. DOI: 10.1016/0001-6160(59)90170-1ю
8. Yudin Yu.V. Simplified Simulation Method of Round Steel Bar Cooling / Yu.V. Yudin [и др.] // ISIJ International. 2015. Vol. 55. № 7. PP. 1538–1540. DOI: 10.2355/isijinternational.55.1538.
9. Samuel A. Residual Stress and Distortion during Quench Hardening of Steels: A Review / A. Samuel, K. N. Prabhu // Journal of Materials Engineering and Performance. 2022. Vol. 31. PP. 5161–5188. DOI: 10.1007/s11665-022-06667-x

REFERENCES

1. Maisuradze M. V. Typical engineering steel defects / M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov // Metallurgist. 2021. Vol. 64. № 11-12. PP. 1279-1287. DOI: 10.1007/s11015-021-01116-x.
2. D'Errico F. Failures Induced by Abnormal Banding in Steels / F. D'Errico // Journal of Failure Analysis and Prevention. 2010. Vol. 10. PP. 351–357. DOI: 10.1007/s11668-010-9374-3.
3. El-Bealy M.O. On the Formation of Macrosegregation and Interdendritic Cracks During Dendritic Solidification of Continuous Casting of Steel / M.O. El-Bealy // Metallurgical and Materials Transactions B. 2014. Vol. 45. PP. 988–1017. DOI: 10.1007/s11663-013-9911-z.
4. Galkin A.N. Study of Nonmetallic Inclusion Inhomogeneity and Distribution in a Steel 38KhN3MFA Ingot Cast with a Head Section Cooler / A.N. Galkin, N. A. Zyuban, D. V. Rutsikii // Metallurgist. 2015. Vol. 58. PP. 853–858. DOI: 10.1007/s11015-015-0007-7
5. Lovicu G. Hydrogen Embrittlement of Automotive Advanced High-Strength Steels / G. Lovicu [и др.] // Metallurgical and Materials Transactions A. 2012. Vol. 43. PP. 4075–4087. DOI: 10.1007/s11661-012-1280-8.
6. Andrews K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures / K.W. Andrews // Journal of the Iron and Steel Institute. 1965. Vol. 203. PP. 721-727.
7. Koistinen D.P. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels / D.P. Koistinen // Acta Metallurgica. 1959. Vol. 7. P. 59-60. DOI: 10.1016/0001-6160(59)90170-1ю
8. Yudin Yu.V. Simplified Simulation Method of Round Steel Bar Cooling / Yu.V. Yudin [и др.] // ISIJ International. 2015. Vol. 55. № 7. PP. 1538–1540. DOI: 10.2355/isijinternational.55.1538.
9. Samuel A. Residual Stress and Distortion during Quench Hardening of Steels: A Review / A. Samuel, K. N. Prabhu // Journal of Materials Engineering and Performance. 2022. Vol. 31. PP. 5161–5188. DOI: 10.1007/s11665-022-06667-x