

DOI 10.5862/JEST.231.15

УДК 621.74.01:669.14

И.Г. Орлова, В.М. Голод

ИССЛЕДОВАНИЕ И КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 08ГДНФЛ НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ

I.G. Orlova, V.M. Golod

INVESTIGATION AND COMPUTER ANALYSIS OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE 08GDNFL STEEL BY MODELING THE STRUCTURAL PARAMETERS

В связи с широким использованием литейной стали 08ГДНФЛ при изготовлении разностенных корпусных деталей ответственного назначения для судостроения осуществлено комплексное исследование условий затвердевания и формирования механических свойств в массивных сечениях толщиной до 500 мм. С помощью цехового термического анализа и компьютерного моделирования тепловых процессов при затвердевании в песчаной форме крупномасштабной литой ступенчатой пробы массой 9,3 т из стали 08ГДНФЛ на протяженных участках толщиной 100–500 мм получены характеристики локальной продолжительности кристаллизации и размеров формирующейся дендритной структуры. На основе экспериментальных данных по комплексу механических характеристик литого металла в различных участках пробы толщиной от 100 до 500 мм показано равномерное распределение свойств, отвечающих требованиям ГОСТ. Аналогичные данные получены путем компьютерного моделирования с помощью программы «AusEvol Pro» эволюции структуры в результате твердофазных превращений и прогнозирования механических свойств при охлаждении литой заготовки и ее нормализации. Результаты работы свидетельствуют о возможности обеспечения требуемых показателей свойств стали в пределах исследованной толщины стенок отливки при условии отсутствия металлургических и литейных дефектов.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ; СТАЛЬ 08ГДНФЛ; СТУПЕНЧАТАЯ ПРОБА; КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПАДА АУСТЕНИТА; ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ СТАЛИ.

Due to the extensive use of the 08GDNFL cast steel in shipbuilding for fabricating massive sections with thicknesses up to 500 mm, it is necessary to carry out a comprehensive study on the solidification and formation of the mechanical properties of essential basic components with combination walls. The parameters for the local crystallization time and the sizes of the forming dendritic structure were obtained on extended 100–500 mm-thick sections for a large-scale cast 08GDNFL steel probe weighing 9.3 tons solidifying in a sand form with the help of industrial thermal analysis and computer simulation of thermal processes. Based on the experimental data on a set of mechanical characteristics of the cast metal in different parts of the sample with a thickness of 100 to 500 mm, a uniform distribution of properties meeting the GOST requirements was shown. Similar results were obtained, using the AusEvol Pro software, by simulating the evolution of the structure due to solid-phase transformations and predicting the mechanical properties during casting cooling and by heat treatment under normalization.

STUDY OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES; 08GDNFL STEEL; STEP-TEST; COMPUTER MODELING OF DECOMPOSITION OF AUSTENITE; FORECASTING THE STRENGTH AND PLASTICITY OF STEEL.

Введение

Конфигурация крупномасштабных литых промышленных изделий в судостроении в большин-

стве случаев осложнена разностенностью, т.е. вынужденным сочетанием элементов различной толщины. Вследствие этого при изготовлении от-

ливки интенсивность их теплообмена с литейной формой, ход процесса затвердевания и кинетика формирования литой структуры значительно различаются, порождая структурную неоднородность как в поперечном сечении каждого элемента, так и в макромасштабе всей отливки, нередко наследуемую при структурных превращениях, происходящих в период остывания. Возникающая по этой причине локальная неоднородность механических свойств металла создает предпосылки для повышенной концентрации эксплуатационных напряжений и весьма негативно отражается на конструктивной прочности и долговечности литого изделия.

Потребности современного судостроения выдвигают задачу углубленного анализа условий затвердевания и структурообразования в отливках из корпусных марок стали с целью предупреждения в них усадочных дефектов и обеспечения необходимых механических свойств. В связи с расширением использования стали марки 08ГДНФЛ, отличающейся хорошей свариваемостью и комплексом высоких литейных свойств, необходимо провести натурные исследования свойств и условий формирования в них литого металла требуемого качества при изготовлении массивных корпусных отливок сложной конфигурации со стенками толщиной до 0,4–0,8 м.

Постановка задачи

Основная задача настоящей работы – выполнить сравнительный анализ условий формирования свойств литого металла стали 08ГДНЛ в массивных отливках толщиной до 500 мм с целью экспериментального выявления и компьютерного моделирования получаемой при этом структурной и механической неоднородности.

Для осуществления соответствующих исследований была сконструирована специальная крупномасштабная литая проба (рис. 1, а), конфигурация которой представляет комбинацию четырех увеличивающихся по толщине (от 100 до 500 мм) и длине ступеней. Принятые соотношения размеров позволяют предотвратить формирование усадочных дефектов путем создания режима направленного затвердевания более тонких ступеней за счет сочленения с массивными при установке питающей прибыли, располагающейся на наиболее массивной ступени. Вместе с тем выбранная конфигурация пробы позволяет рассматривать каждую из ступеней как плоскую стенку характерной толщины, что весьма важно при проведении представленного в статье комплекса исследований и оценке достигаемого уровня механических свойств металла.

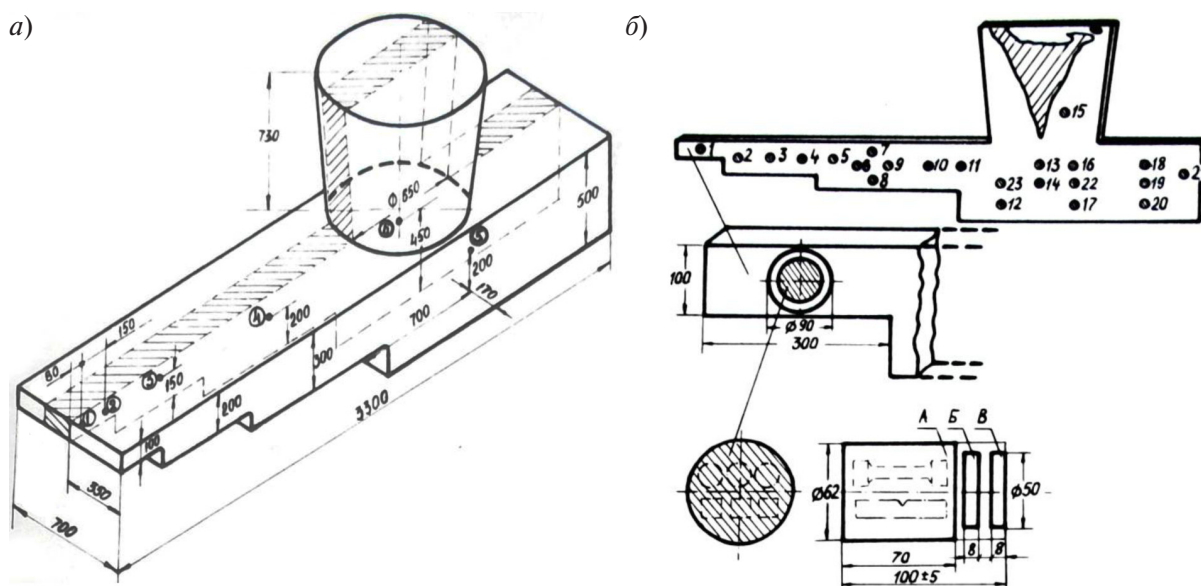


Рис. 1. Общий вид отливки «Проба ступенчатая» (а) с указанием мест расположения термопар (1–6) и осевого продольного темплета (заштриховано), а также расположение контрольных участков (1–22) для оценки качества литого металла и вырезки образцов для механических испытаний (б)

Методика выполнения экспериментальных работ

Отливку «Проба ступенчатая» массой 9,3 т заливали сталью 08ГДНФЛ из ковша емкостью 10 т в течение 300 с при температуре 1565 °С через сифонную литниковую систему в песчано-жидкостекольную форму с термопарами, установленными в ней для регистрации изменения соответствующих температур при затвердевании и охлаждении стали.

Из пробы вырезали продольный осевой макротемплет толщиной 100 мм (рис. 1, а) для получения полномасштабного серного отпечатка продольного сечения с целью исследования дендритной структуры стали. Кроме того, из данного темплета вырезали цилиндрические заготовки (рис. 1, б), из которых изготавливали образцы для проведения испытаний механических свойств металла в ступенях различной толщины, а также для оценки его плотности.

С помощью программного комплекса «Polycast» [1] было проведено компьютерное моделирование затвердевания отливки «Проба ступенчатая» с определением параметров, важных для оценки термических условий структурообразования, — локальной продолжительности дендритной кристаллизации τ_{LS} ($1,4-19,0$) $\cdot 10^3$ с, а также скорости охлаждения металла при затвердевании V_0 ($0,26-3,5$) $\cdot 10^{-2}$ К/с) и последующем остывании в твердом состоянии V_T ($0,02-0,12$ К/с и менее). Приведенные на рис. 2 количественные характеристики получены численным расчетом, адекватность которого данным цехового термического анализа установлена путем их сопоставления по всем участкам отливки (рис. 2, б).

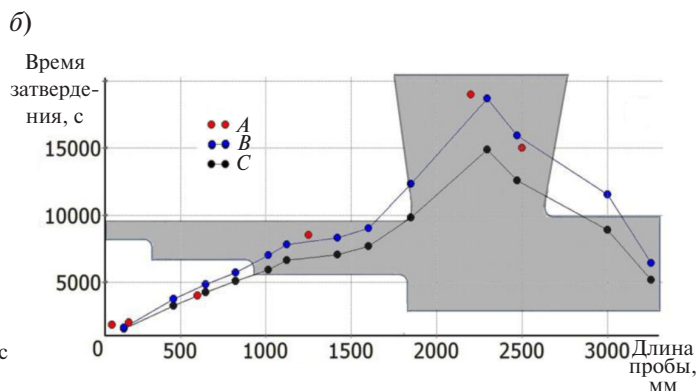
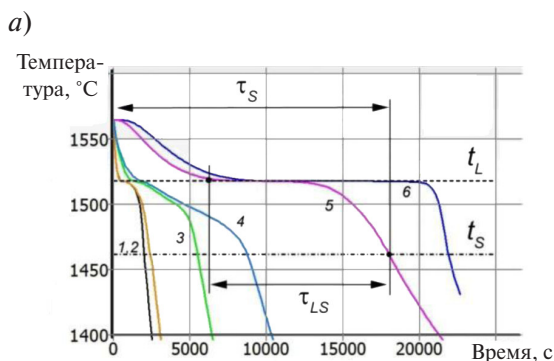


Рис. 2. Изменение температуры в контрольных точках 1–6 (см. рис. 1) отливки (а), полного времени затвердевания τ_s (А, В) и локальной продолжительности кристаллизации τ_{LS} (С) в осевом сечении пробы (б) по данным термопар (А) и компьютерного моделирования (В, С)

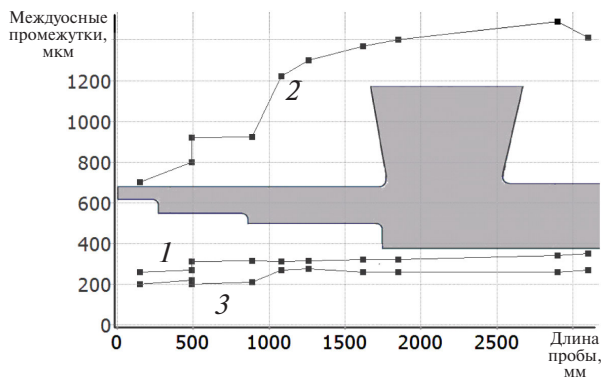


Рис. 3. Распределение средних значений вторичных междоусных промежутков λ_2 по длине отливки «Проба ступенчатая» в верхней (1), центральной (2) и нижней (3) зонах различных ступеней

Различие условий затвердевания по длине, обусловленное изменением толщины ступеней пробы, является причиной существенной неоднородности дендритного строения металла в продольном и поперечном направлении — по высоте ступеней и в зависимости от их толщины (рис. 3).

В нижней и верхней зонах различных ступеней средние значения вторичных междоусных промежутков λ_2 изменяются в одинаковых пределах (200–350 мкм), в то время как в центральной зоне величина этих промежутков непрерывно возрастает по длине от 750 до 1450 мкм (см. рис. 3) вследствие значительного увеличения локальной продолжительности диффузионной коалесценции вторичных дендритных ветвей [1].

Результаты исследования и их анализ

Для выявления характера связи между отмеченной микроструктурной неоднородностью отливки и механическими свойствами литого металла в ступенях различной толщины было проведено моделирование процесса распада первичного аустенита при охлаждении отливки в течение ~ 80 час. до извлечения ее из формы, а также при последующей термической обработке (нормализация) образцов для проведения испытаний конечных механических свойств. Количественное моделирование распада аустенита выполнено с помощью компьютерной программы «AusEvol Pro» [3], реализующей прогноз кинетики процесса с учетом возможности образования всех практически важных микроструктурных составляющих (феррит, перлит, бейнит разной морфологии и мартенсит) и конечных механических свойств стали (предел текучести, предел прочности, относительное удлинение). Физически обоснованные математические модели различных видов превращений аустенита, развивающихся при охлаждении, а также прогноз механических свойств, реализованные в программе «AusEvol Pro», описаны в работах [4, 5]. Данные модели базируются на расчете термодинамических движущих сил превращений, а также учитывают влияние комплексного легирования стали на их ключевые кинетические параметры – подвижность межфазных границ, коэффициент диффузии углерода в аустените и другие. Конечные механические свойства в программе вычисляются с помощью моделей, верифицированных с использованием обширной базы экспериментальных данных для сталей с широким диапазоном изменения химического состава с учетом всех физически значимых вкладов в характеристики прочности [5].

Расчет конечной микроструктуры в разных участках отливки был выполнен с использованием кривых их охлаждения (см. рис. 2), а также размеров первичного зерна аустенита D_γ , оценка которых проведена с помощью подхода, предложенного в работе [6]:

$$D_\gamma = 21 T_\gamma - 3152 \frac{\exp(V_T^*)}{1 + \exp(V_T^*)} - 25088, \text{ мкм}, \quad (1)$$

где T_γ – температура солидуса исследуемой стали; V_T^* – средняя скорость охлаждения в про-

цессе затвердевания. При формировании статистической модели (1) в работе [6] исходный набор данных по структуре ряда низколегированных сталей был дополнительно использован для оценки сопутствующего изменения дендритной структуры, характеризуемого размером вторичных междоусных промежутков λ_2 согласно уравнению

$$\lambda_2 (\text{мкм}) = 150 V_T^{*-0,385}. \quad (2)$$

Прогнозируемое с помощью формулы (1) увеличение D_γ (с 3600 до 4100 мкм) при снижении средней скорости охлаждения V_T^* с 0,035 до 0,0025 К/с с увеличением толщины ступеней пробы (оценка сделана на основе термических кривых затвердевания стали – см. рис. 2, а) весьма незначительно. Важно отметить, что соответствующее изменение размеров междоусных промежутков дендритов намного интенсивнее (от 300 до 1400 мкм), что вполне согласуется с данными, приведенными на рис. 3.

Согласно результатам моделирования структура всех исследованных областей отливки после остывания является феррито-перлитной с долей перлита, изменяющейся в пределах ~ 7,0–7,5 %. Прогнозируемый размер зерна феррита (объемный) – сравнительно большой и находится в пределах от 123 (участок 1 толщиной 100 мм с наибольшей скоростью охлаждения – 0,035 К/с) до 165 мкм (участок 5 толщиной 500 мм с минимальной скоростью охлаждения – 0,0025 К/с). Расчетные значения механических свойств образцов на рассматриваемых участках отличаются незначительно и составляют $\sigma_{0,2} \approx 270$ МПа; $\sigma_b \approx 350$ МПа.

Для прогнозирования с помощью программы «AusEvol Pro» микроструктуры образцов, получаемой при их нормализации, необходимо предварительно оценить размеры зерна аустенита после нагрева до температуры аустенитизации, которую принимали равной 950 °С. Такие оценки были сделаны с использованием данных работы [7], согласно которым при нагреве феррито-перлитной структуры зарождение зерен аустенита происходит преимущественно на границах между перлитными колониями и окружающим их ферритом. Согласно результатам отмеченной работы поверхностная плотность мест зарождения n_s составляет $2,4 \cdot 10^{-2}$ мкм⁻². Для расчета объемной плотности мест зарождения аустенитных зерен принимали: $N_n = n_s S_{pe}$, где

S_{pe} — площадь поверхности перлитных областей на единицу объема, которую оценивали из соотношения $S_{pe} = X_{pe}^{2/3} d_{pF}^{-1}$, где X_{pe} — объемная доля перлита; d_{pF} — размер зерна полигонального феррита. Требуемую оценку размеров зерен аустенита после нагрева до температуры аустенизации проводили с помощью формулы $d_{\gamma} = (6/\pi N_n)^{1/3}$. Результирующие размеры зерен аустенита в различных участках весьма близки и укладываются в диапазон 63–72 мкм.

Расчет распада аустенита на завершающем этапе охлаждения выполнен также с помощью программы «AusEvol Pro». При этом полагали, что после 20 мин выдержки при 950 °С образцы сначала охлаждаются до 400 °С со скоростью 0,04 К/с, а затем — до комнатной температуры со скоростью 0,06 К/с. Результаты этих расчетов показывают, что нормализация образцов стали приводит к значительному измельчению зерен феррита (до ≈ 30 мкм) и, соответственно, существенному возрастанию как прочностных характеристик ($\sigma_{0,2} \approx 325$ МПа; $\sigma_b \approx 400$ МПа), так и пластичности металла (относительное удлинение δ увеличивается практически в два раза и достигает ~ 25 %).

На рис. 4 представлено изменение механических свойств в различных участках по длине отливки, полученное при испытаниях образцов, вырезанных из осевого темплета в верхней, центральной и нижней зонах различных ступеней (рис. 1, б). Как видно из данного рисунка, за исключением незначительного числа точек, где согласно исследованию структуры осевого темплета выявлены участки усадочной пористости (на третьей ступени и в основании прибыли), механические свойства литой стали в пробной отливке отвечают требованиям ГОСТ ($\sigma_{0,2} \geq 350$ МПа; $\sigma_b \geq 450$ МПа; $\delta \geq 18$ %; $\psi \geq 30$ %).

Важно отметить, что при этом отмечается однородный уровень свойств как в центральной зоне (светлые точки на рис. 4), где выявлено значительное изменение дендритной структуры по длине пробы (рис. 3), а также в верхней и нижней части каждой ступени, где структура значительно более дисперсная и практически не отличается на разных участках.

Сравнение результатов моделирования механических свойств с представленными экспериментальными данными показывает, что прогнозируемые значения прочностных

характеристик заметно ниже их фактических значений. Так, для предела прочности эта разница близка к 100 МПа, что значительно выше погрешности соответствующих расчетов, которая для этого параметра не превышает 5 %.

Причина отмеченного несоответствия, вероятно, состоит в том, что исследованная сталь 08ГДНФЛ отличается сравнительно высоким содержанием ванадия (0,09 % в отливке и до 0,15 % по ГОСТ), частицы карбидов которого (V_4C_3), формирующиеся в металле в процессе описанной выше завершающей термической обработки [8], могут вносить дополнительный упрочняющий вклад. Поскольку сталь содержит также значительное количество меди (1,15 % в отливке и до 1,2 масс.% по ГОСТ), то дополнительное дисперсионное упрочнение при медленном охлаждении может быть связано и с образованием мелкодисперсных частиц меди в ферритной матрице при ее охлаждении от ~ 560 (расчетная температура окончания распада аустенита) до 400 °С в течении интервала времени ($\sim 1,8$ часа), достаточного для их формирования [9]. В программе «AusEvol Pro», ориентированной на моделирование эволюции аустенита при охлаждении современных низколегированных сталей и прогнозирование их конечных механических свойств, не учитываются процессы выделения указанных упрочняющих частиц, которые в некоторых сталях развиваются по завершении распада аустенита при медленном охлаждении до комнатной температуры.

Представленные на рис. 4 экспериментальные данные свидетельствуют об однородности распределения механических свойств в литой заготовке, сочетающей ступени толщиной от 100 до 500 мм. Это согласуется с результатами моделирования твердофазных превращений. Выявленная однородность свойств имеет место при значительном различии параметров дендритной структуры, что можно связать с особенностями поведения размеров междоузельных промежутков дендритов λ_2 и аустенитных зерен D_{γ} при изменении условий теплоотвода в процессе затвердевания и остывания отливок различной толщины.

В тонкостенных отливках, а также в условиях интенсивного теплоотвода (металлическая форма), как показывают расчеты по приведенным выше формулам (1) и (2) [8], корреляция между размерами зерен D_{γ} и величиной дендрит-

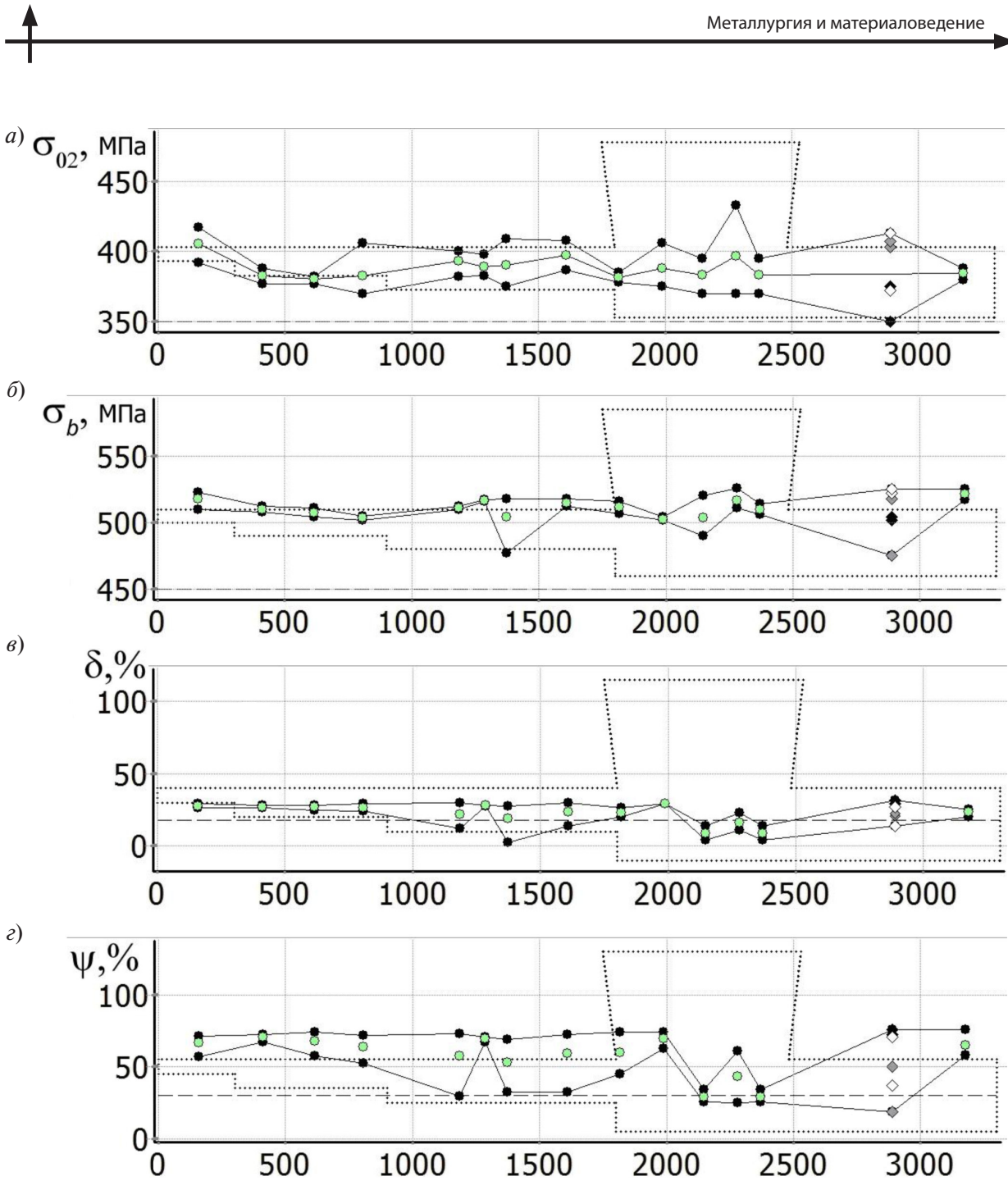


Рис. 4. Распределение экспериментальных значений предела текучести (а), предела прочности (б), относительного удлинения (в) и сужения (г) по длине пробной отливки. Пунктирные линии указывают уровень механических свойств стали 08ГДНФЛ по ГОСТ

ного параметра λ_2 носит практически линейный характер. Вследствие этого с увеличением толщины отливок имеет место одновременный рост междуосных промежутков и размеров аустенитного зерна, приводящий в результате к снижению механических свойств. Для массивных отливок в условиях малой интенсивности

теплоотвода (неметаллическая форма) корреляция между значениями обсуждаемых структурных параметров D_γ и λ_2 утрачивается, поскольку размеры аустенитных зерен практически не изменяются. Напротив, при замедленном охлаждении коалесценция вторичных дендритных ветвей, результаты которой определяются дли-

тельностью диффузионного перераспределения твердой фазы τ_{LS} под влиянием капиллярного эффекта Гиббса–Томсона [10], приобретает дополнительный стимул для соответствующего увеличения λ_2 . По этой причине выявленная в работе стабилизация размеров аустенитных зерен в относительно толстостенных отливках является важным фактором, который способствует получению в них однородных механических свойств.

Заключение

В работе представлены результаты комплексного исследования и моделирования условий затвердевания, формирования дендритной структуры и размеров аустенитного зерна в крупномасштабной литой ступенчатой пробе массой 9,3 т из стали 08ГДНФЛ на протяженных участ-

ках толщиной от 100 до 500 мм. Сопоставление полученных экспериментальных данных об однородном распределении комплекса механических характеристик литого металла по длине пробы в сочетании с моделированием фазовых превращений и эволюции прогнозируемых механических свойств свидетельствует о возможности надежного обеспечения требуемых показателей этой стали по ГОСТ в исследованных пределах толщины стенок отливки. Этот результат может быть реализован только при технологических условиях изготовления отливок, обеспечивающих отсутствие металлургических и литейных дефектов.

Авторы выражают свою признательность кандидату физико-математических наук А.А. Васильеву за активную поддержку замысла проведения настоящей работы и плодотворные дискуссии при ее реализации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Голод В.М., Савельев К.Д., Басин А.С. Моделирование и компьютерный анализ кристаллизации многокомпонентных сплавов на основе железа. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2008. 372 с.
2. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ «AusEvol Pro». / Соколов Д.Ф., Соколов С.Ф., Васильев А.А. № 2014618758. 2014
3. Vasilyev A., Sokolov D., Kolbasnikov N., Sokolov S. Modeling of the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in steels // *Physics of the Solid State*. 2012. Vol. 54, No 8. P. 1669–1680.
4. Sokolov D., Ogoltcov A., Vasilyev A., Kolbasnikov N., Sokolov S. Modeling of microstructure and mechanical properties of hot rolled steels // *Materials Science Forum*, 2013, Vol. 762. P. 116–121.
5. Sokolov D., Vasilyev A., Ogoltcov A., Sokolov S., Kolbasnikov N. Modeling mechanical properties of steels with complex microstructure // In “METAL 2014”: 23rd Int. Conference on Metallurgy and Materials. Ostrava, TANGER, 2014. P. 58.
6. Louhenkilpi S., Miettinen J., Holappa L. Simulation of microstructure of as-cast steels in continuous casting // *JISI Int.* 2006. Vol. 46, No 6. P. 914–920.
7. Kulakov M.M., Poole W.J., Militzer M. A microstructure evolution model for Intercritical annealing of a low-carbon dual-phase steel // *ISIJ Int.*, 2014. Vol. 54, № 11. P. 2627–2636.
8. Yamasaki S., Bhadeshia H.K.D.H. Modelling and characterisation of V4C3 precipitation and cementite dissolution during tempering of Fe–C–V martensitic steel // *Mater. Sci. Technol.* 2003. Vol. 19. P. 1335–1343.
9. Deschamps A., Militzer M., Poole W.J. Precipitation Kinetics and Strengthening of a Fe–0.8 wt% Cu Alloy // *ISIJ Int.* 2001. Vol. 41, № 2. P. 196–205.
10. Голод В.М., Емельянов К.И., Орлова И.Г. Дендритная микронеоднородность литой стали: обзор проблем и их компьютерный анализ (Часть 3) // *Черные металлы*. 2013. № 11. С. 18–25.

REFERENCES

1. Golod V.M., Savelyev K.D., Basin A.S. Modelirovaniye i kompyuternyy analiz kristallizatsii mnogokomponentnykh splavov na osnove zheleza. [Modelling and computer analysis of crystallization of multicomponent alloys based on iron]. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2008. 372 s. (rus.)
2. Svidetelstvo o gosudarstvennoy registratsii programmy dlya EVM «AusEvol Pro». / Sokolov D.F., Sokolov S.F., Vasilyev A.A. № 2014618758. 2014.
3. Vasilyev A., Sokolov D., Kolbasnikov N., Sokolov S. Modeling of the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in steels. *Physics of the Solid State*. 2012. Vol. 54, No 8. P. 1669–1680.
4. Sokolov D., Ogoltcov A., Vasilyev A., Kolbasnikov N., Sokolov S. Modeling of microstructure and mechanical properties of hot rolled steels. *Materials Science Forum*. 2013. Vol. 762. P. 116–121.
5. Sokolov D., Vasilyev A., Ogoltcov A., Sokolov S., Kolbasnikov N. Modeling mechanical properties of steels

with complex microstructure. In "METAL 2014": 23rd Int. Conference on Metallurgy and Materials. Ostrava, TANGER. 2014. P. 58.

6. **Louhenkilpi S., Miettinen J., Holappa L.** Simulation of microstructure of as-cast steels in continuous casting. *JISI Int.*, 2006. Vol. 46. No 6. P. 914–920.

7. **Kulakov M.M., Poole W.J., Miltzer M.** A microstructure evolution model for Inter-critical annealing of a low-carbon dual-phase steel. *ISIJ Int.*, 2014. Vol. 54. № 11. P. 2627–2636.

8. **Yamasaki S., Bhadeshia H.K.D.H.** Modelling and characterisation of V₄C₃ precipitation and cementite

dissolution during tempering of Fe–C–V martensitic steel. *Mater. Sci. Technol.*, 2003. Vol. 19. P. 1335–1343.

9. **Deschamps A., Miltzer M., Poole W.J.** Precipitation Kinetics and Strengthening of a Fe–0.8 wt% Cu Alloy // *ISIJ Int.*, 2001. Vol. 41. No. 2. P. 196–205.

10. **Golod V.M., Yemelyanov K.I., Orlova I.G.** Dendritnaya mikroneodnorodnost stalnykh otlivok: obzor issledovaniy i kompyuternyy analiz. [Dendritic micro-heterogeneity of cast steel: review of the problems and their computer-aided analysis]. Part 3. *Chernye Metally* [Ferrous Metals,]. 2013. № 11. P. 18–25.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ОРЛОВА Ирина Геннадьевна – аспирант Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: i.orlova2015@list.ru

ORLOVA Irina G. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: i.orlova2015@list.ru

ГОЛОД Валерий Михайлович – кандидат технических наук, профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: cheshire@front.ru

GOLOD Valerii M. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: cheshire@front.ru