

Моделирование и оптимизация процесса направленной кристаллизации рабочих лопаток ГТД

В настоящее время процесс направленной кристаллизации широко используется для получения рабочих лопаток ГТД с направленной и монокристаллической структурой. Выбор технологических параметров, обеспечивающих требуемое качество отливок, зависит от геометрии отливки и конструкции теплового узла установки.

Скорость перемещения формы и температура нагревателя являются единственными параметрами процесса, которыми можно управлять в процессе кристаллизации. Влияние температуры в горячей и холодной зонах теплового узла на двухфазную зону отливки являлось целью многих исследований со времен первых экспериментов с направленной кристаллизацией (НК) [1–3]. Решение обратной задачи для условий нагрева отливки, обеспечивающих необходимый градиент температуры на фронте роста твердой фазы, получено в [4]. В работе R. S. Ransing и M. P. Sood [5] представлен обзор работ по обратным задачам и оптимизации параметров процесса направленной кристаллизации. Численной оптимизации управления нагревом отливки при

направленной кристаллизации посвящена работа [6].

В настоящей работе предложена методика выбора скорости перемещения формы, обеспечивающая требуемые условия формирования макро- и микроструктуры отливки при максимальной производительности технологического оборудования.

Метод направленной кристаллизации и критерий качества отливки

Опробование предлагаемой методики проводили на отливках переменного сечения из никелевого жаропрочного сплава ВКЛС-20 [7], кристаллизующихся по методу LMC (Liquid Metal Cooling) [8]. При направленной кристаллизации форма с кристаллизующимся расплавом перемещается из зоны нагрева в зону охлаждения. Для обеспечения направленного теплоотвода и создания высокого градиента температуры горячая и холодная зона печи разделены экранами. В методе LMC в качестве холодильника используется ванна с расплавом легкоплавкого металла – алюминия или олова.

В качестве критерия оптимизации было выбрано отношение градиента температуры на изотерме равновесного ликвидуса G к скорости перемещения этой изотермы W . Согласно теории, отношение G/W определяет существование в расплаве области концентрационного переохлаждения, способствующей росту дендритов [9]. Появление дендритов первичной фазы рассматривается как следствие потери устойчивости плоского фронта роста, которая происходит при уменьшении G/W до значений, меньших некоей критической величины $(G/W)_{\text{крит}}$, определяемой химическим составом сплава.

В условиях плоского фронта роста в сплаве ВКЛС-20 образуется микроструктура естественного композиционного материала, состоящего из дисперсно-упрочненной γ -матрицы, армированной волокнами NbC. Потеря устойчивости плоского фронта ведет к наглядному качественному изменению микроструктуры сплава – появлению дендритов γ -фазы, легко контролируемому оптической металлографией. Это определило выбор сплава ВКЛС-20 и критерия G/W для представления предлагаемой методики.

Условие устойчивости плоского фронта роста имеет вид:

$$G/W \geq (G/W)_{\text{крит}} \quad (1)$$

Экспериментально определенная величина $(G/W)_{\text{крит}}$ для сплава ВКЛС-20 равна $150 \pm 25 \text{ К}\cdot\text{ч}/\text{см}^2$.

Градиент температуры

При небольших скоростях направленной кристаллизации простых отливок с постоянной площадью поперечного сечения (цилиндр, пластина и т.п.) градиент температуры на фронте роста G и максимальный градиент в отливке G_{max} могут быть определены из аналитического решения тепловой модели процесса [3]:

$$G = -\sqrt{(k_h P / \lambda_m S)} (T_h - T_E) \quad (2)$$

$$G_{\text{max}} = -\sqrt{\frac{k_x P / \lambda_m S}{1 + (k_x / k_h)}} (T_h - T_c) \quad (3)$$

Здесь λ_m – теплопроводность металла; k_h – коэффициент теплопередачи от поверхности нагревателя к металлу через стенку керамической формы; k_x – коэффициент теплопередачи в холодной зоне; P , S – периметр и площадь поперечного сечения отливки; T_h , T_c , T_E – температура нагревателя, холодильника и солидуса, соответственно. Фронт роста в данном случае ассоциируется с изотермической поверхностью солидуса.

В зависимости от положения фронта роста относительно нагревателя и холодильника тепловой поток через стенку формы может быть вовнутрь или вовне отливки. В соответствии с этим, фронт роста может быть в макромасштабе выгнутым в сторону нагревателя, в сторону холодильника или плоским.

Выражения (2), (3) относятся к условиям процесса, при которых фронт роста расплава в зоне экранов, тепловой поток через стенку формы вблизи фронта мал по сравнению с тепловым потоком вдоль оси отливки, и кривизна фронта роста незначительна.

Анализ, проведенный в работе [3], показывает, что максимальное значение градиента в отливке может быть увеличено путем повышения температуры в горячей зоне (3). При этом, как следует из (2), одновременно будет расти градиент температуры на фронте

кристаллизации, а сам фронт будет смещаться в сторону сечения с максимальным градиентом. Уменьшение k_x также приводит к увеличению G_{max} , однако градиент температуры на фронте кристаллизации будет неизменным. В этом случае фронт будет смещаться в сторону зоны нагрева, удаляясь при этом от сечения, имеющего максимальный градиент температуры.

Фронт кристаллизации может быть смещен в зону максимального градиента также путем повышения температуры холодильника. Однако при этом градиент температуры на фронте будет неизменным, а G_{max} уменьшится, приближаясь по величине к градиенту на фронте кристаллизации, определяемому выражением (2). На первый взгляд, полученный результат противоречит накопленному опыту направленной кристаллизации, поскольку на практике увеличение интенсивности охлаждения формы всегда дает положительный эффект. Следует напомнить, что аналитическая модель процесса (1)–(5), равно как и вычислительные эксперименты, проведенные с помощью системы *CASTDS^{2D}*, относятся к достаточно совершенным условиям направленной кристаллизации – постоянной температуре по высоте нагревателя и эффективной экранировке горячей зоны печи. В этих условиях, перемещение двухфазной зоны отливки по экранной зоне в сторону нагревателя не приводит к изменению суммарного количества тепла, поступающего в отливку из горячей зоны, и поэтому градиент температуры остается постоянным. В реальных условиях экранировка не может быть идеальной и температура на нижнем срезе нагревателя всегда ниже, чем центральной части. В этом случае увеличение интенсивности охлаждения приводит к смещению двухфазной зоны отливки в зону более высокой температуры, что фактически означает увеличение эффективной температуры нагрева кристаллизующего расплава. Достигнутый при этом эффект увеличения градиента температуры хотя и получен с помощью снижения температуры холодильника, все же связан с увеличением мощности источника тепла.

В установках с двухзонным нагревателем и совершенной системой экранировки, обеспечивающей однородное поле температуры в горячей зоне печи, увеличение интенсивности охлаждения не может дать заметного увеличения градиента температуры.

Таким образом, увеличение градиента температуры может быть достигнуто только при увеличении температуры нагревателя. На практике, температура нагревателя обычно выбирается максимально возможной исходя из необходимой механической прочности формы, которая уменьшается с увеличением температуры, и с учетом возможного взаимодействия кристаллизующего металла с материалом формы. Поэтому, управление процессом НК по критерию G/W посредством изменения температуры нагревателя не имеет практического смысла.

Скорость перемещения формы

Теоретически может быть выбрана достаточно низкая постоянная скорость перемещения формы V , обеспечивающая выполнение условия (1). Однако при НК сложных отливок типа лопаток ГТД с постоянной скоростью перемещения формы, G и W могут меняться по сложному закону, определяемому геометрией отливки, конструкцией теплового узла, способом охлаждения и т.п. Постоянная скорость перемещения фор-

мы V , обеспечивающая выполнение условия (1) по всей длине отливки, обычно оказывается в несколько раз меньше средней скорости перемещения формы, которая может быть достигнута при оптимальном изменении V в ходе плавки. Такое занижение скорости кристаллизации приводит к неоправданному снижению производительности технологического оборудования.

В основе выбора оптимальной скорости перемещения формы лежит предположение, что при НК распределение температуры в отливке с достаточной для практических целей точностью может быть описано уравнением стационарной теплопроводности. В этом случае скорость кристаллизации W пропорциональна скорости перемещения формы V :

$$W(x_S)/V(x_S) = \alpha(x_S), \quad (4)$$

где $\alpha(x_S)$ – функция, зависящая от формы отливки и тепловых условий ее кристаллизации в данной установке; x_S – координата фронта роста. Функция $\alpha(x_S)$ не зависит от V , поэтому может быть определена в пробной плавке, проведенной при любой удобной $V(x_S)$, например, при $V = \text{const}$.

Пользуясь (1) и (4), нетрудно получить выражение для критической скорости перемещения формы $V_{\text{крит}}$:

$$V_{\text{крит}}(x_S) = \frac{A_{\text{эксн}}(x_S)}{(G/W)_{\text{крит}}} V_{\text{эксн}}(x_S), \quad (5)$$

где $A_{\text{эксн}}(x_S)$ – отношение G/W , как функция положения фронта кристаллизации, полученная при НК отливки в условиях пробной плавки, когда форма перемещается со скоростью $V_{\text{эксн}}(x_S)$.

Критическая скорость $V_{\text{крит}}$ представляет собой максимальную допустимую скорость перемещения формы в момент кристаллизации сечения с координатой x_S , при которой выполняется условие (1).

Условие устойчивости плоского фронта кристаллизации, записанное через параметры технологического процесса, имеет вид:

$$V_{\text{онт}}(x_S) \leq V_{\text{крит}}(x_S) \quad (6)$$

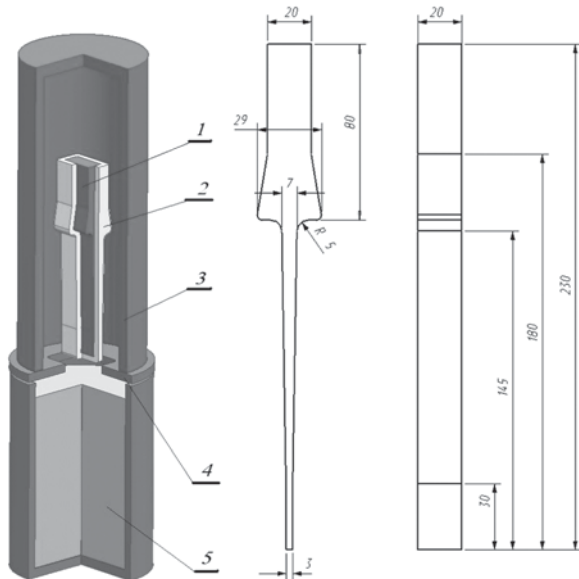


Рис. 1. Эскиз отливки, имитирующей лопатку ГТД и 3D-модель лабораторной установки с жидкометаллическим холодильником: 1 – кристаллизующий металл; 2 – керамическая форма; 3 – нагреватель; 4 – экран; 5 – ванна с жидкометаллическим охладителем

Время кристаллизации отливки определяется выражением

$$\tau = \int_{x_{S0}}^{x_S} \frac{dx_S}{\alpha(x_S)V(x_S)} \quad (7)$$

Выражение (7) позволяет построить для выбранного закона движения формы $V_{\text{онт}}(x_S)$ зависимость $x_S(\tau)$ и перейти к более удобной для практического применения зависимости $V_{\text{онт}}(\tau)$.

Информация об условиях кристаллизации отливки, необходимая для применения методики, градиент температуры и скорость кристаллизации при заданной скорости $V_{\text{эксн}}(x_S)$ могут быть получены экспериментально, либо путем компьютерного моделирования.

Оптимальная скорость перемещения формы выбирается на основе экспериментальных данных об изменении при кристаллизации отливки градиента температуры G и скорости W , полученных в ходе пробной плавки. Эта плавка должна быть проведена в той же установке, в которой предполагается проводить последующие серийные плавки. Температуры холодильника и нагревателя выбираются исходя из необходимой прочности используемых керамических форм, интенсивности взаимодействия расплава с материалом формы и прочих технологических факторов, с учетом необходимого уровня градиента температуры на фронте кристаллизации, который будет определять в конечном итоге время кристаллизации отливки. Выбранные значения этих параметров должны быть неизменными во всех последующих плавках.

Апробация методики на основе вычислительного эксперимента

Для подтверждения справедливости исходного выражения (4) предлагаемой методики была проведена серия вычислительных экспериментов по НК с жидкометаллическим охлаждением отливки (LMC) со скоростью перемещения формы от 3 мм/ч до 10 мм/мин.

На рис. 1 представлены 3D-модели отливки, имитирующей рабочую лопатку газовой турбины и установки для направленной кристаллизации. Моделирование проводилось в системе СКМ «Полигон» для сплава ВКЛС-20 [10] при следующих условиях: $T_h = 1700^\circ\text{C}$, $T_c = 700^\circ\text{C}$. На рис. 2 показаны кривые $\alpha(x_S)$ для постоянной скорости перемещения формы 3, 6, 13, 62, 60, 300 и 600 мм/ч, построенные для изотермы ликвидус. Значения скорости перемещения изотермы (скорость кристаллизации W) определялись для оси отливки.

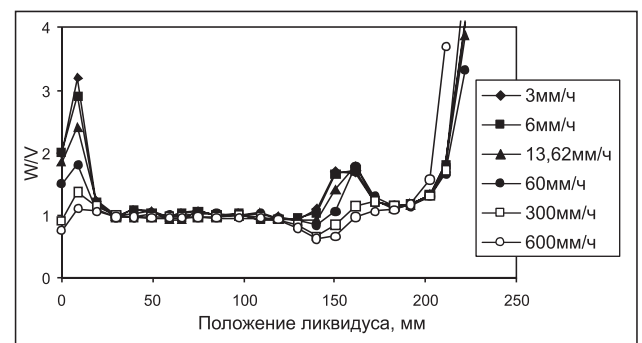


Рис. 2. Расчетные кривые функции $\alpha(x_S)$ для различных скоростей перемещения формы при направленной кристаллизации отливки, имитирующей рабочую лопатку турбины

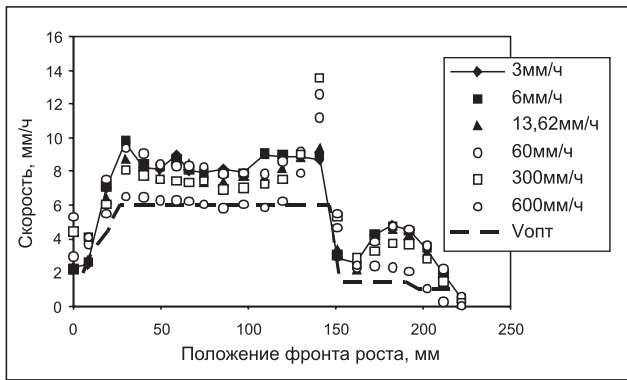


Рис. 3. Кривые критической скорости перемещения формы $V_{крит}$, рассчитанные по результатам моделирования направленной кристаллизации при различных скоростях перемещения формы

Кристаллизация металла начинается до момента соприкосновения формы с жидкометаллическим охладителем. Смена условий охлаждения с радиационного на конвективный теплообмен приводит к выраженному переходному процессу в охлаждении металла, при котором скорость кристаллизации в несколько раз превышает скорость перемещения формы.

Как видно из рис. 2, во всем исследованном диапазоне скоростей, в тонком сечении отливки, имитирующем перо лопатки турбины, скорость кристаллизации практически совпадает со скоростью перемещения формы. Это связано с установившимся режимом кристаллизации, когда условия теплообмена вблизи фронта кристаллизации остаются неизменными при перемещении фронта вдоль отливки. Установившийся режим кристаллизации нарушается при переходе фронта роста из тонкой части отливки в массивную, имитирующую замок лопатки турбины. Причиной возникновения этого переходного процесса является резкое изменение площади поперечного сечения и периметра отливки.

Как видно из рис. 3, кривые $V_{крит}$ для скорости перемещения формы 3–60 мм/ч лежат в общем коридоре шириной не более 1 мм/ч. Кривая для скорости формы 600 мм/ч, являющейся экстремально большой для направленной кристаллизации жаропрочных сплавов, имеет отклонение 2 мм/ч, что составляет от 50% отклонения в переходе из пера в замок. В целом, результаты, приведенные на рисунках 2 и 3, позволяют думать, что кривая $V_{крит}$ для отливки данного типа может быть рассчитана по результатам вычислительных или натуральных экспериментов при скорости перемещения формы вплоть до 1–5 мм/мин, что охватывает весь практически значимый диапазон направленной кристаллизации никелевых жаропрочных сплавов.

Кривая $V_{крит}(x_s)$ ограничивает область допустимых скоростей перемещения формы, которые обеспечивают получение качественной отливки в соответствии с выбранным критерием качества (1). На рис. 3 показана одна из возможных кривых изменения скорости перемещения формы $V_{опт}(x_s)$, которая была использована для моделирования в системе «Полигон». На рис. 4 показаны карты распре-

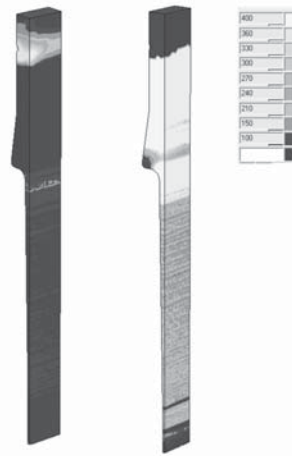


Рис. 4. Сравнение качества отливки до (слева) и после оптимизации (справа). Области, где $G/W < (G/W)_{крит}$ имеют темный цвет. Шкала скорости G/W имеет размерность $K \cdot ч / см^2$

деления величины G/W при постоянной скорости перемещения формы $V = 12$ мм/ч и при перемещении формы по графику $V_{опт}(x_s)$. Как видно из рис. 4, выбранная перемещенная скорость формы обеспечивает выполнение условия $G/W > 150 K \cdot ч / см^2$ по всей отливке. Присутствие локальной области значительной $G/W \approx 100 K \cdot ч / см^2$ в районе перехода из «пера» в «замок» связано с резким изменением площади поперечного сечения отливки.

Предложенная методика оперирует со значениями градиента температуры и скорости

перемещения формы, являющимися скорее средними значениями по сечению отливки. В сечениях, где геометрический фактор $1/S \cdot dS/dx$ (S – площадь поперечного сечения) меняется слишком быстро, локальные значения градиента температуры и скорости кристаллизации могут очень сильно отличаться от средних значений по сечению. На практике, быстрые изменения геометрического фактора не могут быть компенсированы изменением параметров процесса [6].

Апробация методики на основе натурального эксперимента

Разработанная методика была апробована при выборе оптимального режима НК составных отливок с плавным переходом между массивной и тонкой частями отливки. Составные отливки имели прямоугольное сечение 22x22 мм в массивной части и 22x9 мм – в тонкой части. Радиус сопряжения был равен 38 мм, а длина отливки – 110 мм.

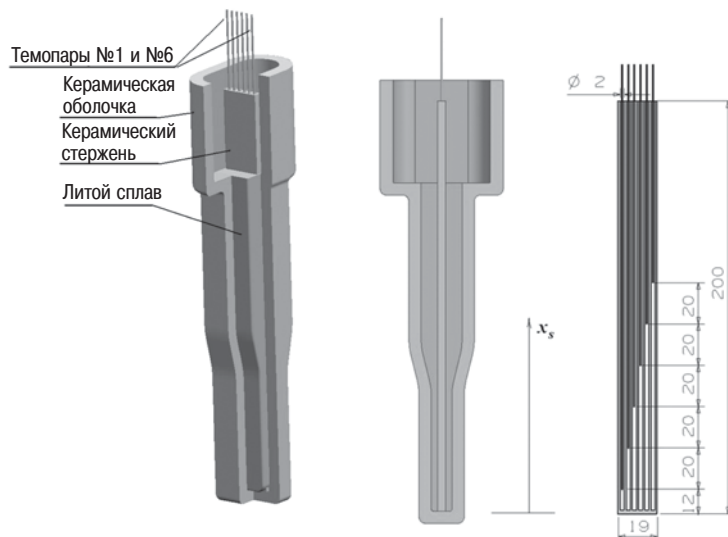


Рис. 5. Схематическое изображение измерительной оснастки, использованной в натуральных экспериментах

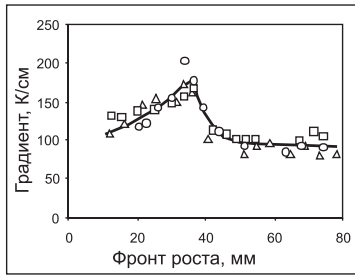


Рис. 6. Термический градиент температуры на изотермической поверхности солидуса при направленной кристаллизации с различными скоростями перемещения формы (4–8 мм/ч)

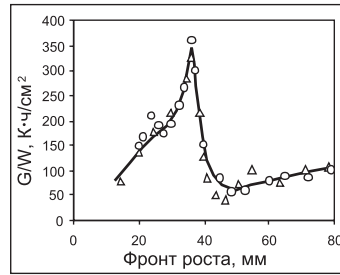


Рис. 7. Экспериментальные значения G/W , полученные при направленной кристаллизации отливки (рис.5) при скорости формы 8 мм/ч

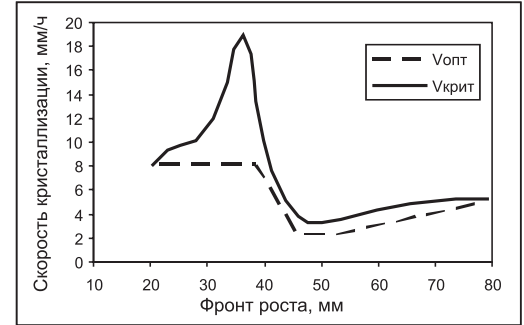


Рис. 8. Критическая скорость кристаллизации отливки с плавным переходом из тонкого в массивное сечение и выбранный оптимальный график перемещения формы

Тепловые условия на фронте кристаллизации определялись по распределениям температуры, построенным на основе экспериментально измеренных значений температуры в шести точках вдоль оси отливки. Для этих целей была разработана специальная экспериментальная оснастка – термопарный чехол с установленными в нем шестью термопарами (рис.5). Чехол представляет собой керамическую пластину 4x19x155 мм с шестью каналами диаметром 2 мм для вольфрам-рениевых термопар ВР5/20 с диаметром электродов 0,35 мм. Каналы для термопар проходят на всю длину чехла, что позволяет осуществить оптимальное распределение термопар вдоль оси отливки в зависимости от ее геометрии и целей эксперимента. По полученным экспериментальным данным рассчитывались распределения температуры в металле для заданных моментов времени. Эти результаты позволяли определить положение фронта кристаллизации x_s для каждого момента времени, скорость перемещения фронта W и градиент температуры на фронте G (рис.

6, 7). Для определения этих величин по кривым изменения температуры во времени был использован графический метод, описанный в [11]. Возможна также обработка экспериментальных данных на основе аппроксимации измеренных значений температуры решением одномерного нестационарного уравнения теплопроводности [12].

Градиент температуры на фронте роста, определенный при направленной кристаллизации с различными скоростями перемещения формы в диапазоне 4–8 мм/ч показан на рис.6. Как видно из рис. 7 и 8, значения G/W для толстой части отливки существенно ниже порога устойчивости плоского фронта роста, в тоже время, часть отливки может быть закристаллизована со скоростью существенно превышающей 8 мм/ч.

Рис.8 демонстрирует критическую скорость кристаллизации отливки в данной литейной установке и кривую оптимальной скорости перемещения формы, при которой условие (1) выполняется на всей длине отливки. Типичная микроструктура отливки при кристаллизации с постоянной скоростью 8 мм/ч и при кристаллизации с переменной скоростью по графику $V_{опт}(x_s)$ показана на рис. 9. На микрофотографиях показана структура естественного композиционного материала $\gamma/\gamma' - NbC$, представляющего собой γ -матрицу, армированную нитевидными карбидами NbC. Дендриты, сформировавшиеся в массивной части отливки при НК со скоростью 8 мм/час, свидетельствуют о потере устойчивости плоского фронта роста.

Таким образом, разработана методика выбора скорости перемещения формы, удовлетворяющая заданному критерию качества отливки. Методика позволяет определить область допустимых режимов направленной кристаллизации на основе данных, полученных из вычислительного или натурного эксперимента.

Список литературы

1. Giamei A.F., Erickson I.S. «Computer Applications in Directional Solidification Processing», Superalloys 1975 (Warrendale, PA: the Minerals, Metals & Materials Society, 1975), 405–429.
2. An S. U. et al. «The Thermal Analysis of the Mushy Zone and Grain Structure Changes during Directional Solidification of Superalloys», Superalloys 2000, ed. T.M.Pollock at al (Warrendale, PA: the Minerals, Metals & Materials Society, 2000), 247–255.
3. Монастырский В.П. Условия создания высокого градиента температуры при выращивании монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов методом направленной кристал-

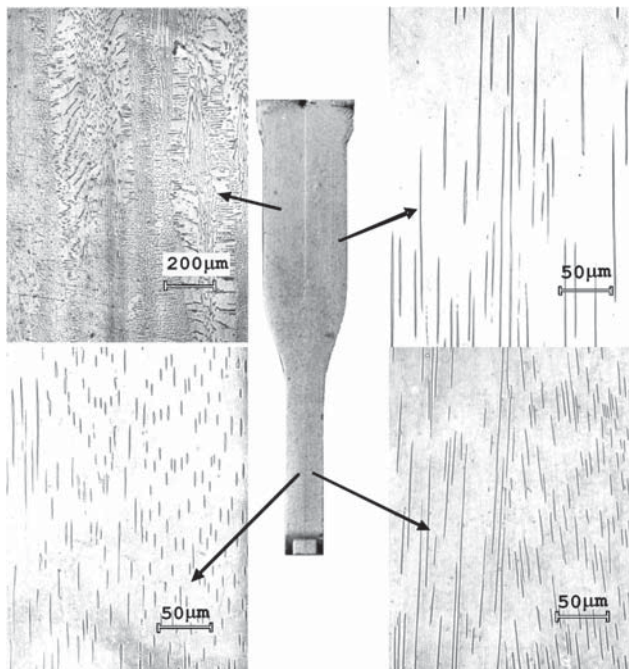


Рис. 9. Микроструктура отливки до (слева) и после (справа) оптимизации процесса НК

Доменные чугуны нового поколения для литейного производства

лизации // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – №6. – с. 77–83.

4. **Монастырский В.П., Логунов А.В.** Обратная задача теплопроводности при направленной кристаллизации // Физика и химия обработки материалов. – 1984. – 1. – с.28–35.

5. **Ransing R. S. and Sood M. P.** «Review of Optimization Methods for Casting Simulation» Shape Casting: The John Campell Symposium, (2005), 337–336.

6. **Jakumeit J., Emmerich M. and Hediger F.** «Inverse Modeling and Numerical Optimization Of Heater Temperatures in a Bridgman Process» Proceedings MCWASP–XI, ed. Ch.–A. Gandin, M.Bellet (Warrendale, PA: the Minerals, Metals & Materials Society, 2006), 1019–1206.

7. **Машиностроение.** Энциклопедия. Под ред. И.Н.Фридляндера. Т. II–3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. – М.: Машиностроение, 2001. –

с. 546–552.

8. **Giamei A.F., Tschinkel J.C.** Liquid Metal Cooling: A New Solidification Technique. – Met.Trans., 1976, v.74A, N9, p.1427–1434.

9. **Kurz W., Fisher D.J.** Fundamentals of solidification. 4–th edition, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, Germany, Uk, USA, 1998, pp.50–55.

10. **POLIGON**, ООО POLIGON, Paradnaya 8, 191014 S.–Petersberg, RF.

11. **Светлов И.Л., Кулешова Е.А., Монастырский В.П.** Влияние направленной кристаллизации на фазовый состав и дисперсность структуры никелевых сплавов / Известия. АН СССР, Металлы.– 1990.– 1. – с.86–93.

12. **Monastyskii V.P., Zeigarnik Yu.A.** «Inverse Heat Conduction Problem for Analysis of Directional Solidification Experimental Data», (Proceedings of IHTC12. Grenoble, 2002), 243–248.