

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

УДК 621.74:669.1

Ефимов А.В., Чернов В.П.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ 150ХНМ

Аннотация. Современное развитие машиностроительной отрасли связано с повышением качества готовых изделий и снижением затрат на их производство. В условиях современного литейного производства сталь с первоначальной структурой часто не удовлетворяет предъявляемым требованиям без дополнительной обработки или же каких-либо дополнительных воздействий на процессы при их изготовлении. В настоящее время на производстве применяется достаточно много способов улучшения качества металла, воздействуя на него на стадии кристаллизации. Регулировать свойства готового металла можно уже на начальных стадиях приготовления с помощью внешнего воздействия на расплав. Варьируя режимы и методы обработки расплава, можно в широких пределах изменять структуру и свойства металла. Введение легирующих и модифицирующих элементов в расплав зачастую приводит не только к положительным, но и отрицательным побочным эффектам, многие элементы оказывают негативное воздействие на металл. При этом происходит увеличение стоимости. Использование внешних физических и теплофизических воздействий на расплав позволяет в значительной степени улучшить свойства металла без попадания в него нежелательных примесей, как происходит при легировании и модифицировании.

Изучено влияние внешних комплексных воздействий на структуру и свойства отливок из стали марки 150ХНМ. Разработаны режимы высокотемпературной обработки, параметры наносекундного электромагнитного импульса в процессе кристаллизации, режимы термовременной выдержки. Выявлено влияние перегрева металла, наносекундного электромагнитного импульса, термовременной выдержки на структуру и механические свойства отливок. Приведены результаты изменения свойств изделий за счет применения оптимальных режимов внешних комплексных воздействий.

Ключевые слова: высокотемпературная обработка, структура, сталь, наносекундный электромагнитный импульс, твердость, износостойкость, ударная вязкость, прочность.

Введение

Современное развитие машиностроительной отрасли связано с повышением качества готовых изделий и снижением затрат на их производство. В условиях современного литейного производства сталь с первоначальной структурой часто не удовлетворяет предъявляемым требованиям без дополнительной обработки или же каких-либо дополнительных воздействий на процессы при их изготовлении.

В настоящее время на производстве применяется достаточно много способов улучшения качества металла путем воздействия на него на стадии кристаллизации. Наиболее часто повышение качества металла достигается путем введения легирующих и модифицирующих компонентов. Введение легирующих и модифицирующих элементов в расплав зачастую приводит не только к положительным, но и отрицательным побочным эффектам, многие элементы оказывают негативное воздействие на металл. При этом происходит увеличение стоимости.

Регулировать свойства готового металла можно уже на начальных стадиях приготовления с помощью внешнего воздействия на расплав. Варьируя режимы и методы обработки расплава, можно в широких пределах изменять структуру и свойства металла.

Использование внешних физических и теплофизических воздействий на расплав позволяет в значительной степени улучшать свойства металла без введения в него дополнительных элементов, что происходит при легировании и модифицировании. Внешние воздействия на данной стадии используются гораздо реже, но являются очень эффективными. Они не содержат элементов вредного воздействия и обладают невысокой себестоимостью.

Из известных методов внешнего теплового, физического и теплофизического воздействия находят применение такие, как высокотемпературная обработка расплава, обработка электромагнитным импульсом, а также термическое воздействие на твердый металл [2–4].

Методика проведения исследований

Высокотемпературная обработка расплавов (ВТОР) заключается в нагреве металла до определенной температуры, выдержке при этой температуре в течение определенного времени, а затем охлаждении до температуры разливки. Происходит структурная гомогенизация стального расплава, что приводит к повышению целого ряда различных служебных характеристик и качества самих отливок [5, 6].

Определение температуры нагрева расплава основывается на изучении закономерностей изменения физических свойств жидких сплавов под тепловым

воздействием и взаимосвязи структурообразования и жидкого состояния расплава. Критической температурой является та величина температуры, при которой расплав стали находится в гомогенном состоянии. Гомогенное состояние обуславливает отсутствие явления гистерезиса в расплаве при измерении структурно чувствительных свойств, а также отсутствие крупных кластерных групп. Такая высокотемпературная структура расплава хорошо переохлаждается.

Определение критической температуры для стали марки 150XHM, при которой расплав находится в разупорядоченном состоянии, осуществляли путем анализа бинарных диаграмм состояния и термодинамических расчетов структурных составляющих металлических расплавов [7–9].

Доля разупорядоченной зоны определяется по уравнению

$$\Psi_{\text{раз}} = A \cdot \exp[-\Delta H_{\text{раз}}/(RT)], \quad (1)$$

где $\Psi_{\text{раз}}$ – доля разупорядоченной зоны в расплаве; A – эмпирический коэффициент, индивидуальный для каждого сплава; $\Delta H_{\text{раз}}$ – тепловой эффект полного термического разупорядочения кластеров в жидкости, кДж/моль; R – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль·К); T – фактическая температура, К.

Однако в этом уравнении неизвестны эмпирический коэффициент и теплота разупорядочения.

Теплота разупорядочения

$$\Delta H_{\text{раз}} = -1,26 + 2,95 \cdot 10^{-2} T_{\text{пл}}, \quad (2)$$

где $T_{\text{пл}}$ – температура плавления стали, К.

Для определения доли разупорядоченной зоны коэффициент A имеет вид

$$A = \Psi_{\text{пл}} / \exp[-\Delta H_{\text{раз}}/(RT)]. \quad (3)$$

Исходя из приведенных данных [2] определилась доля разупорядоченной зоны при критической температуре. Доля разупорядоченной зоны составляет 0,5. Эта величина была взята как отправная точка при определении температуры нагрева стали.

Критическая температура нагрева

$$T_{\text{кр}} = \Delta H_{\text{раз}} / (R(\ln A - \ln \Psi_{\text{раз}})). \quad (4)$$

Критическая температура нагрева при степени разупорядочения равной 0,5 составляет $T_{\text{кр}} = 1817$ °С для стали марки 150XHM.

Отработка технологии выплавки сплавов проводилась в литейной лаборатории кафедры ЛП и М ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г. И. Носова» с применением среднечастотной индукционной тигельной печи емкостью 60 кг с основной магнетитовой футеровкой. В данной печи выплавлялась марка стали 150XHM с химическим составом по ГОСТ 9487-80 масс. %: 1,4–1,6 С; 0,25–0,5 Si; 0,5–0,8 Mn; 0,8–1,25 Cr; 0,8–1,25 Ni; 0,1–0,3 Mo.

В процессе выплавки стали, после добавления и расплавления всех составляющих шихтовых компонентов, осуществлялся нагрев расплава до 1810–1820°С. Время выдержки при данных температурах во всех экспериментах составляло не более 2 мин, после чего охлаждали расплав до температуры заливки металла. Заливка осуществлялась в сухие песчано-глинистые формы.

Обработка НЭМИ стальных расплавов производилась непосредственно в самих ПГФ. После заливки расплава в форму непременно осуществлялась подача НЭМИ через графитовые электроды, контактирующие с жидким расплавом. Воздействие электромагнитного импульса происходило вплоть до полной кристаллизации металла в форме. Схема установки представлена на рис. 1.

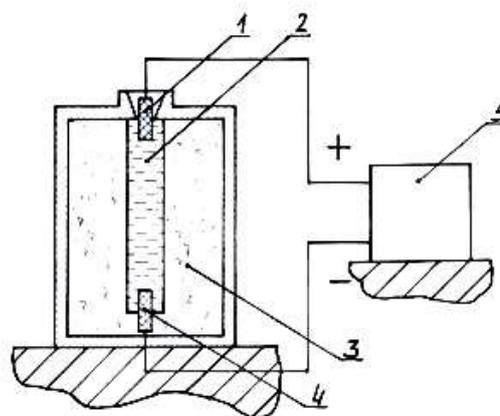


Рис. 1. Схема испытательной установки:
1 – графитовый электрод с активным анодом;
2 – отливка; 3 – ПГФ; 4 – графитовый электрод с пассивным катодом; 5 – источник НЭМИ

Параметры НЭМИ: длительность импульса – 0,5 нс; амплитуда – 10 кВ; частота наведения – 1000 Гц.

Термовременная выдержка (ТВВ) металла представляет собой термическую обработку, при которой осуществляется кратковременное тепловое воздействие на твердый металл, когда он находится в начальном состоянии образования новой фазы.

Термовременная выдержка основывается на перлитно-аустенитном фазовом превращении. Размеры перлитных зерен зависят от размеров зерен аустенита, из которых они образовались. Чем крупнее зерна аустенита, тем, как правило, большего размера перлитные зерна, образующиеся из них (рис. 2). Аустенитные зерна растут только при нагреве (при последующем охлаждении они не измельчаются), поэтому максимальная температура нагрева стали в аустенитном состоянии и ее наследственная зернистость определяют окончательный размер зерна. Задачей ТВВ является получение мелкодисперсной структуры за счет измельчения зерна в мелкозернистой аустенитной области [9].

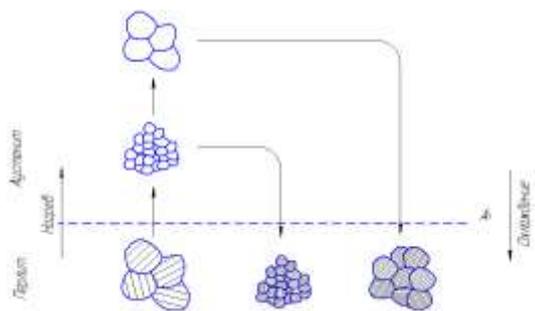


Рис. 2. Схема изменения размера зерна перлита в зависимости от нагрева в аустенитной области

Для определения и фиксирования температур начала фазовых переходов используется термический анализ, который представляет собой метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

В диапазоне температур от 750 до 780⁰С имеется область, которая характеризуется периодом зарождения новой фазы. При этом происходит растворение уже имеющихся карбидов и зарождение центров кристаллизации новой фазы (аустенита). Минимальный пик при 764⁰С характеризует максимальную скорость образования новых центров кристаллизации.

В предварительно нагретую печь до температуры 764⁰С помещали образцы стали. Расчет времени нагрева отливок производился способом, предложенным А. П. Гуляевым [10], для определения времени нагрева полного объема различных по форме изделий в различных средах, с учетом их расположения в печи. Время нагрева всех образцов составляет 20 мин. Охлаждение осуществлялось в воде. Количество цик-

лов обработки, равное двум при равных условиях, определено экспериментальным путем.

Производили сопоставление свойств и структуры экспериментальных образцов с литыми без всякой обработки.

Влияние комплексной обработки на сталь 150ХНМ

Структура литой стали марки 150ХНМ состоит из зернистого перлита и тонкой цементитной сетки, а также имеются вкрапления карбидов. Она состоит из перлитной матрицы и вторичного цементита, выделившегося по границам дендритных ветвей и первичных зерен аустенита в виде сетки и грубых пластин, растущих от пограничной сетки внутрь дендритных ветвей. В междуветвях дендритов образуются участки эвтектического карбида. Вдоль сетки и пластин вторичного карбида образуется ферритная оболочка. Карбиды находятся в виде сетки по границам перлитных колоний, также имеются карбиды компактной формы в объеме перлитных колоний. В зависимости от скорости охлаждения ниже точки А1 эвтектоидный аустенит превращается либо в пластинчатый, либо частично в пластинчатый, а частично в зернистый перлит. Величина аустенитного зерна соответствует 3–1 номеру по шкале ГОСТ 5639-82. Величина действительного зерна соответствует 5–3 номеру по шкале ГОСТ 5639-82. Дисперсность перлита соответствует 1–5 баллу по шкале ГОСТ 8233-56. Минимальные и максимальные размеры структурных составляющих для образцов литой стали составляют от 0,1 до 20 мкм (рис. 4).

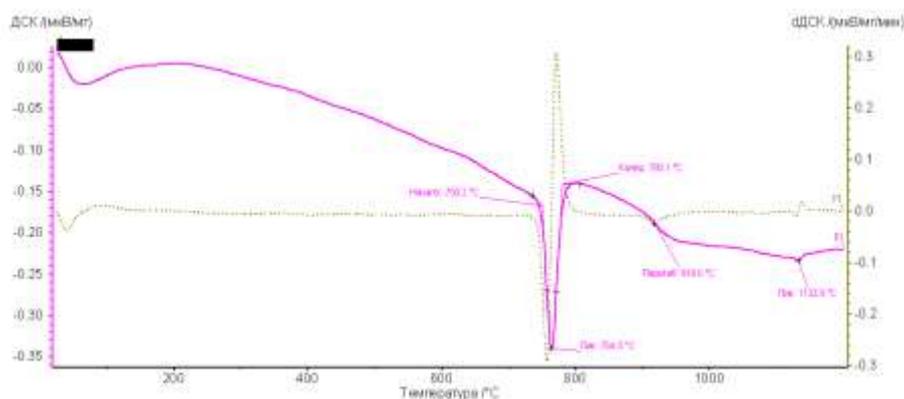


Рис. 3. Термограмма стали 150ХНМ

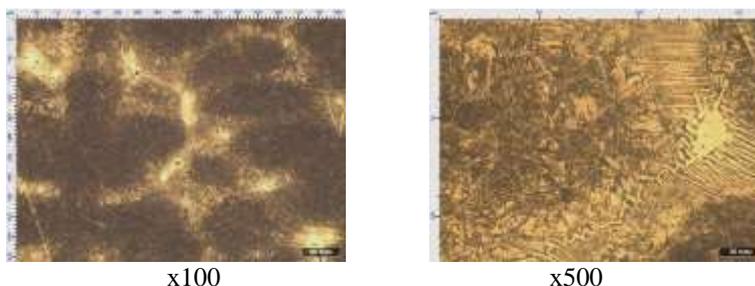


Рис. 4. Структура литой стали 150ХНМ

На рис. 5 представлена структура стали, прошедшая ВТОР. При перегреве количество цементита уменьшилось. Цементитная сетка почти вся растворилась (матрица разрушилась), стала тонкой и разорванной [11].

Перлит из зернистого перешел в пластинчатый 1–5 балл, межпластинчатое расстояние 0,20– 0,8 мкм. Размеры структурных включений уменьшились с 0,1–20 до 0,1–15 мкм. Изменение структуры способствует снижению твердости и прочности на 30%. Сталь, прошедшая (ВТОР), имеет более низкую износостойкость, которая понизилась также на 30%. Это происходит за счет растворения цементитной сетки и частичного растворения сетки карбидов по границам перлитных колоний. Упорядочение и измельчение структуры после (ВТОР) способствует повышению ударной вязкости на 50%. Номер зерна меняется с 5-3 на 7-5.

На рис. 6 представлена структура образца стали 150ХНМ прошедшего обработку НЭМИ.

Структура 150ХНМ после обработки НЭМИ состоит из пластинчатого перлита, тонкой цементитной сетки и карбидов. Имеется перлитная матрица и вторичный цементит, выделившийся по границам дендритных ветвей и первичных зерен аустенита в виде сетки и грубых пластин, растущих от пограничной сетки внутрь дендритных ветвей. Карбиды расположены в

виде сетки по границам перлитных колоний, здесь же имеются и карбиды компактной формы в виде отдельных включений по телу зёрен. Величина аустенитного зерна изменяется до 4–2 номера. Величина действительного зерна соответствует 6–4 номеру по шкале ГОСТ 5639–82. Дисперсность перлита составляет 1–4 балл по шкале ГОСТ 8233–56. Межпластинчатое расстояние 0,2–0,6 мкм. Минимальные и максимальные размеры структурных составляющих 0,1–12 мкм. Произошло упорядочение и измельчение структуры. Зерно стало более мелким и равномерным. Повысилась дисперсность перлита. Цементитная сетка частично растворилась, стала более тонкой и разорванной. Вдоль сетки и пластин вторичного карбида образуется ферритная оболочка. Карбиды находятся в виде сетки по границам перлитных колоний, также имеются карбиды компактной формы в объеме перлитных колоний. Происходит равномерное распределение карбидов Cr в структуре обработанного металла, средние размеры карбидов хрома составляют 10 мкм.

За счёт повышения дисперсности структуры и более равномерного распределения структурных составляющих происходит повышение твердости и прочности на 17%. В частности, повышается износостойкость на 27%.

На рис. 7 представлена структура образца, прошедшего термовременную выдержку.

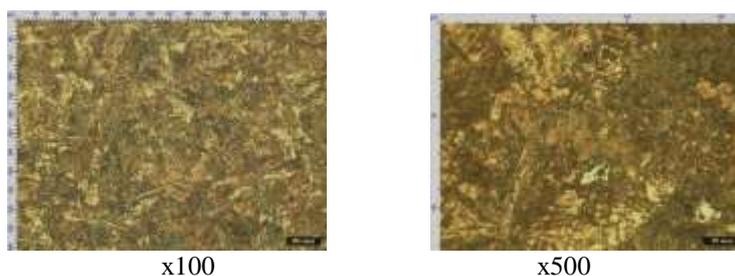


Рис. 5. Структура стали 150ХНМ, прошедшей ВТОР

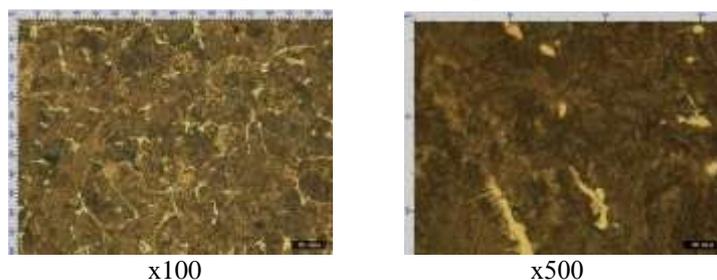


Рис. 6. Структура стали 150ХНМ, прошедшей обработку НЭМИ

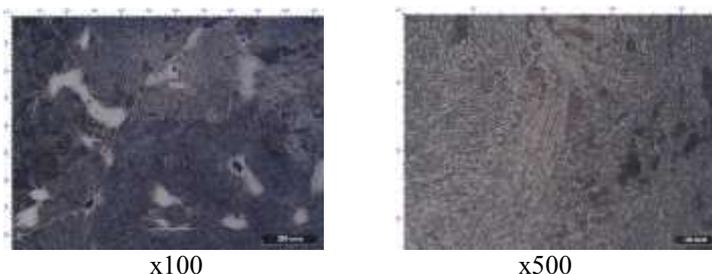


Рис. 7. Структура после термовременной выдержки

Микроструктура образца состоит из пластинчатого перлита и карбидов. Карбиды также расположены как в виде сетки по границам аустенитных зерен, так и в виде отдельных включений по телу зерен. Величина действительного зерна соответствует 7–8 номеру по шкале ГОСТ 5639–82. Дисперсность перлита соответствует 4–5 баллу по шкале 1 ГОСТ 8233–56. Минимальные и максимальные размеры структурных составляющих для образца стали составляют от 0,1 до 5 мкм.

После второго цикла термовременной обработки твердость образца повысилась на 47%, износостойкость на 57%. Произошла рекристаллизация структуры стали. Выявилась новая мелкодисперсная фаза пластинчатого перлита.

На рис. 8 представлена структура образца, прошедшего совместную обработку ВТОР, НЭМИ и ТВВ.

Образец, прошедший НЭМИ + ВТОР+ТВВ, ха-

рактеризуется бейнитной структурой. Имеется верхний бейнит и бейнит зернистый, образованный в результате переохлажденного аустенита. Наблюдается полное отсутствие цементитной сетки. В структуре – цементитный видманштетт и карбиды компактной формы. Частично выделился троостит. Минимальные и максимальные размеры структурных составляющих 0,1–8 мкм. После комплексной обработки произошла значительная рекристаллизация стали. В значительной степени произошло измельчение, упорядочение структурных составляющих [12].

Новая бейнитная структура способствует понижению твердости и прочности на 20%, в то время как износостойкость повысилась на 92%, а ударная вязкость – на 50 %.

В табл. 1 представлены структурные соотношения образцов из стали 150ХНМ.

В табл. 2 представлены данные механических свойств.

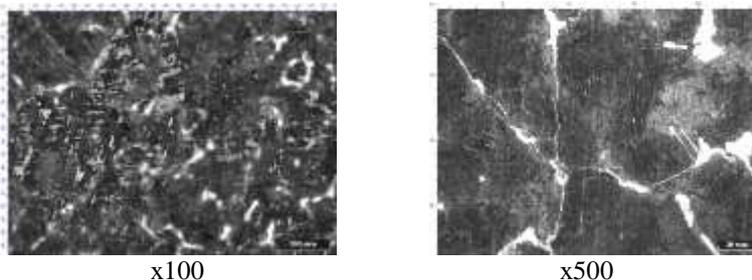


Рис. 8. Структура образца, прошедшего НЭМИ + ВТОР+ТВВ

Таблица 1

Структурное соотношение образцов из стали 150ХНМ

| Образец | Величина аустенита | Балл перлита | Номер зерна | Межпластинчатое расстояние, мк | Размеры структурных включений, мкм |
|---------------|------------------------|--------------|-------------|--------------------------------|------------------------------------|
| Литой | 3 - 1 | 1 - 5 | 5 - 3 | 0,20 – 0,8 | 0,1 - 20 |
| ВТОР | - | 1 - 5 | 7 - 5 | 0,20 – 0,8 | 0,1 - 15 |
| НЭМИ | 4 - 2 | 1 - 4 | 6 - 4 | 0,20 – 0,6 | 0,1 - 12 |
| ТВВ | 3 - 1 | 4 - 5 | 7 - 8 | 0,6 – 0,8 | 0,1 – 5 |
| ВТОР+НЭМИ+ТВВ | вер.бейнит троостит | - | дендр. | - | 0,1 – 8 |

Таблица 2

Механические свойства образцов из стали 150ХНМ

| Образец | Литой | ВТОР | НЭМИ | ТВВ | ВТОР+ НЭМИ+ТВВ |
|----------------------------|-------|------|------|------|-------------------|
| Твердость, НВ | 428 | 290 | 498 | 670 | 280 |
| Прочность σ_b , МПа | 1413 | 970 | 1715 | 2230 | 930 |
| Износостойкость, Ки | 1,18 | 0,81 | 1,5 | 0,69 | 1,45 |
| Ударная вязкость, КСV | 4 | 6 | 4 | 4 | 6 |

Результаты исследований

Под влиянием внешних воздействий в структуре стали происходят значительные изменения. При ВТОР уменьшается количество цементита, почти полностью растворяется цементитная сетка, зернистый перлит переходит в пластинчатый, происходит измельчение зерна. При воздействии на низколегированную углеродистую сталь ВТОР снижает твердость и прочность, при этом повышает пластические свойства.

В структуре образцов из стали 150ХНМ, прошедших обработку НЭМИ, имеется перлитная матрица и вторичный цементит, выделившийся по границам дендритных ветвей и первичных зерен аустенита в виде сетки и грубых пластин. Величина аустенитного зерна изменяется до 4–2 номера. Величина действительного зерна соответствует 6–4 номеру. Повысилась дисперсность перлита. Цементитная сетка частично растворилась, стала более тонкой и разорванной. При обработке НЭМИ происходит повышение твердости, прочности и износостойкости.

Применение ТВВ приводит к появлению более мелкозернистой равномерной структуры, уменьшению размеров структурных составляющих. В значительной степени изменяется фазовый состав. Происходит повышение износостойкости стали.

Применение высокотемпературной обработки в процессе выплавки совместно с наносекундным электромагнитным импульсом при кристаллизации расплава и последующей термовременной выдержке способствует улучшению микроструктуры отливок в целом, что ведет за собой повышение качества отливок без введения дополнительных легирующих элементов и применения сложной высокотемпературной термической обработки в твердом виде.

Выводы

В данной работе:

- определены основные параметры высокотемпературной обработки: критическая температура нагрева, время выдержки;
- рассмотрено влияние высокотемпературной обработки на структуру и свойства отливок из стали марки 150ХНМ и разработана технология ее применения;
- изучено влияние НЭМИ на структуру и свойства отливок, разработана технология его применения в процессе кристаллизации расплава в форме;
- установлены режимы термовременной выдержки: температура нагрева, время выдержки, количество циклов;
- наибольшее влияние на прочностные характеристики и структуру оказывает термовременная выдержка.

Применение внешних воздействий позволяет в значительной степени снизить неоднородность структуры, устранить шихтовую наследственность, из-

мельчить и упорядочить структурные составляющие, устранив грубую неравномерную наследственную структуру. Это способствует повышению механических прочностных свойств литых заготовок из данной марки стали, что, в свою очередь, способствует снижению энергетических и экономических затрат на легирование и дальнейшую термическую обработку.

Список литературы

1. Балакирев В.Ф., Крымский В.В., Шабурова Н.А. Облучение расплавов металлов мощными электромагнитными импульсами / Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург; Южно-Уральский государственный университет. Челябинск, 1996. 5 с.
2. Михалкина И.В. Выбор и обоснование режима высокотемпературной обработки расплава литейной штамповой стали с целью улучшения ее структуры и свойств: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. Магнитогорск, 2015. 23 с.
3. Спасский А.Г. Основы литейного производства: учеб. пособие. М.: Металлургиздат, 1950. 319 с.
4. Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е. Термомеханическое упрочнение стали в заготовительном производстве. Л.: Машиностроение, 1985. 143 с.
5. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов сплавов. М.: Металлургия, 1968. Т. 1. 1172 с.
6. Чернов В.П. Теория расплавов: учеб. пособие. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2016. 79 с.
7. Чернов В.П. Теория расплавов: учеб. пособие. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2012. 143 с.
8. Савина Л.Г. Влияние высокотемпературной обработки расплава на структуру и свойства высокоуглеродистых сплавов железа: дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург, 2003. 129 с.
9. Новохатский И.А., Архаров В.И. Определение относительных долей структурных составляющих металлических расплавов // ФММ. М.: Металлургия, 1971. Т. 31. №6. С. 1263-1267.
10. Гуляев А.А. Металловедение. Изд. 5-е перераб. М.: Металлургия, 1977. 647 с.
11. Ефимов А.В., Чернов В.П. Термовременная обработка отливок из стали марки 150ХНМ // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2017. №1. С. 79–84.
12. Ефимов А.В., Чернов В.П. Влияние внешних воздействий на структуру и свойства стальных отливок // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: сборник материалов 76-й международной научно-технической конференции / Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова. Магнитогорск, 2018. С. 11–17.

Сведения об авторах

Ефимов Андрей Витальевич – аспирант кафедры литейных процессов и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: unspok@mail.ru.

Чернов Виктор Петрович – д-р техн. наук, проф., профессор кафедры литейных процессов и материаловедения, ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия. E-mail: tchernov42@mail.ru.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

INFLUENCE OF EXTERNAL INFLUENCES ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF CASTINGS MADE OF 150XNM STEEL

Andrey V. Efimov – Postgraduate student, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: unspok@mail.ru.

Victor P. Chernov – Dr. Sci. (Eng.), Professor, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: tchernov42@mail.ru.

Abstract. *Modern development of the machine-building industry is associated with improving the quality of finished products and reducing the cost of their production. In modern foundry production, steel with the original structure often does not meet the requirements without additional processing or any additional effects on the processes in their manufacture. Currently, there are quite a lot of ways to improve the quality of metal in production, affecting it at the stage of crystallization. You can adjust the properties of the finished metal already at the initial stages of preparation – by external influence on the melt. By varying the modes and methods of processing the melt, you can change the structure and properties of the metal in a wide range. The introduction of alloying and modifying elements in the melt often leads not only to positive, but also to negative side effects, many elements have a negative impact on the metal. When this occurs, the increase in the cost. The use of external physical and thermal effects on the melt allows to significantly improve the properties of the metal without getting into it undesirable impurities, as occurs during alloying and modification.*

The influence of external complex effects on the structure and properties of castings made of steel grade 35L. Developed modes of high-temperature processing, the parameters of nanosecond electromagnetic pulse in the process of crystallization, the modes of thermal aging. The influence of metal overheating, nanosecond electromagnetic pulse, thermal aging on the structure and mechanical properties of castings is revealed. The results of changes in the properties of products through the use of optimal modes of external complex effects.

Keywords: *high-temperature processing, structure, steel, nanosecond electromagnetic pulse, hardness, wear resistance, toughness, strength.*

Ссылка на статью:

Ефимов А.В., Чернов В.П. Влияние внешних воздействий на структуру и свойства отливок из стали 150XNM // Теория и технология металлургического производства. 2020. №2 (33). С. 34-40.

Efimov A.V., Chernov V.P. Influence of external influences on the structure and properties of castings made of 150XNM steel. *Teoria i tehnologija metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2020, vol. 33, no. 2, pp.34-40.