Интернет-журнал «Науковедение» ISSN 2223-5167 http://naukovedenie.ru/

Том 9, №2 (2017) http://naukovedenie.ru/vol9-2.php

URL статьи: http://naukovedenie.ru/PDF/96TVN217.pdf

Статья опубликована 12.05.2017

Ссылка для цитирования этой статьи:
Гильманшина Т.Р., Крицкий Д.Ю., Тюрин С.И., Ковалева А.А., Шигин А.О. Исследование возможности повышения надежности литых крупногабаритных изделий для горного оборудования // Интернет-журнал «НАУКОВЕДЕНИЕ» Том 9, №2 (2017) http://naukovedenie.ru/PDF/96TVN217.pdf (доступ свободный). Загл. с экрана. Яз. рус., англ.

УДК 62

Гильманшина Татьяна Ренатовна
ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», Россия, Красноярск
Кандидат технических наук, доцент
E-mail: gtr1977@mail.ru
РИНЦ: http://elibrary.ru/author_profile.asp?id=297328

Крицкий Дмитрий Юрьевич
ФФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», Россия, Красноярск
Аспирант
E-mail: dykritskij@gmail.com
РИНЦ: http://elibrary.ru/author_profile.asp?id=899205

Тюрин Сергей Иванович
ООО «Бородинский РМЗ», Россия, Бородино
Главный инженер
E-mail: TyurinSI@suek.ru

Ковалева Ангелина Адольфовна
ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», Россия, Красноярск
Главный инженер
Кандидат технических наук, доцент
E-mail: angeli-kovaleva@yandex.ru
РИНЦ: http://elibrary.ru/author_items.asp?authorid=548169

Шигин Андрей Олегович
ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет», Россия, Красноярск
Профессор
Доктор технических наук
E-mail: shigin27@rambler.ru
РИНЦ: http://elibrary.ru/author_profile.asp?id=621986

Исследование возможности повышения надежности литых крупногабаритных изделий для горного оборудования

Аннотация. Изучение современных отечественных и зарубежных сталей для крупногабаритных литых изделий горного оборудования показало, что для их изготовления перспективными остаются высоколегированные аустенитные стали. Целью данной работы является анализ технологии производства литых крупногабаритных изделий горного оборудования. Как показали результаты опытно-промышленных испытаний авторов основными дефектами, приводящими к поломке этих изделий, отлитых из аустенитной стали, являются наличие пористости и неметаллических включений, неоднородность структуры по

сечению. Представленные в статье результаты моделирования процесса кристаллизации крупногабаритных литых изделий в программе ProCAST показали, что пористость и пустоты формируется в центральной части отливки, а микропористость - по всей ее длине, в том числе и в тонких сечениях. Это позволило скорректировать технологию литья. Анализ микроструктуры, проведенный авторами, показал, что наиболее желательной для таких изделий является структура стали, представляющая собой дендритное строение зерен аустенита, по границам которых расположены избыточные карбиды. Добавление модификаторов способствует уменьшению размера аустенитного зерна. Утолщенные за счет выделения карбидов границы зерен нейтрализуются последующей термообработкой (закалкой). При этом нами было установлено, что наиболее желательной структурой термообработанной аустенитной стали должны быть зерна твердого раствора аустенита, наряду с которыми могут присутствовать образования мартенситных участков (игольчатое строение), которые увеличивают твердость материала и износостойкостью.

Ключевые слова: крупногабаритное изделие; горное оборудование; сталь; литейное производство; химический состав; механические свойства; структура

Введение

Надежность и долговечность работы горного оборудования в значительной степени зависит от износостойкости его узлов и механизмов (траков, передней стенки ковшей экскаваторов, коронок зубьев и т.д.), которые в процессе горных работ подвергаются интенсивному абразивному или ударно-абразивному износу. Выход из строя перечисленных выше узлов и механизмов, вызванный их поломкой или быстрым износом, является основным фактором, определяющим межремонтный срок службы оборудования, и ведет к сокращению объемов добычи сырья, снижает производительность и эффективность производства [8].

Сегодня для горного оборудования предложено отечественных и зарубежных марок стали [1-3, 6, 9, 10, 14]. Например, в работе [13] для горного оборудованияинтерес представляют стали марок CFE и CFE-S, имеющие следующий химический состав, %: 0,28-0,33 C, 0,60-0,90 Mn, 0,30-0,60 Si; 1,65-2,00 Ni, 0,70-0,90 Cr, 0,20-0,30 Mo, < 0,04 P и S (каждого). По данным сертификатов, эти стали следует подвергать термической обработке по режиму: нормализация при 900°C, закалка с 900°C и отпуск при 593°C (сталь CFE) или 510°C (сталь CFE-S). В соответствии с применяемым режимом термической обработки несколько различаются и требования к механическим характеристикам эти сталей. Так, для стали марки CFE минимальные значения механических свойств следующие: условный предел текучести ($\sigma_т$) = 773 МПа; временное сопротивление разрыву ($\sigma_в$) = 914 МПа; относительное удлинение (δ) = 15%; относительное сужение (ψ) = 30%; ударная вязкость (KCV^{40}) = 20,7 Дж/см^2. Фактические же значения механических свойств этой стали, из которой были изготовлены гусеничные траки, находились в следующих пределах: $\sigma_т$ = 826-882 МПа; $\sigma_в$ = 978-1054 МПа; δ = 15,7-20,9%; ψ = 32,0-43,1%; KCV^{40} = 27-42 Дж/см^2 [13].

В России в горном машиностроении традиционно широко применяют для изготовления узлов и деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания, высокомарганцевые аустенитные стали типа 110Г13Л (таблица 1).

Таблица 1

Составы отечественных сталей для горного оборудования (ГОСТ 977-88, 21357-87)

Марка стали	Термическая обработка	Механические свойства	Применение
110Г13ФТЛ	Закалка 1 050-1 100°С, вода	Механические свойства устанавливаются по согласованию с заказчиком	Для корпусов вихревых и шаровых мельниц, щек дробилок, трамвайных и железнодорожных стрелок и крестовин, гусеничных траков, звездочек, зубьев ковшей экскаваторов и других деталей, работающих на ударный износ.
25Х2НМЛ	Закалка 910-930°С, вода. Отпуск 580-620°С, вода	$\sigma_в$ = 800 МПа, δ =12%	Для деталей тяжелого и транспортного машиностроения, работающих в условиях низких температур и повышенных условиях нагружения; ответственных сварно-литых конструкций больших сечений карьерных и шагающих экскаваторов.
120Г10ФЛ	Закалка 1050-1100°С, вода	Механические свойства устанавливаются по согласованию с заказчиком	Звенья гусениц тракторов и другие детали, работающие в условиях абразивного износа; сталь аустенитного класса.
110Г13Х2БРЛ	Закалка 1 050-1 100°С, вода	δ = 22%	Для продукции с высоким сопротивлением износу при одновременном воздействии высоких давлений или ударных нагрузок; сталь аустенитного класса
110Г13ХБРЛ	Закалка 1 050-1 100°С, вода	$\sigma_в$ = 750 МПа δ =20 %	Для изготовления отливок зубьев ковшей экскаваторов, гусеничных звеньев, рабочих органов дробильного оборудования.
110Г13Л	Закалка 1 050-1 100°С, вода	$\sigma_в$ = 800 МПа δ =25 %	корпуса вихревых и шаровых мельниц, щеки и конуса дробилок, зубья и передние стенки ковшей экскаваторов, железнодорожные крестовины и др. тяжелонагруженные детали, работающие под действием статических и высоких динамических нагрузок и от которых требуется высокая износостойкость.

Примечание: способ изготовления деталей - литье (составлено авторами)

Это обусловлено уникальными свойствами высокомарганцевых аустенитных сталей, в частности, высоким сопротивлением абразивному износу в сочетании с достаточными пластичностью и прочностью.

В зависимости от условий работы деталей и способа производства к сталям типа 110Г13Л предъявляют требования по химическому составу и механическим свойствам. Однако широкие пределы концентраций углерода и марганца при прочих равных условиях не гарантируют постоянства свойств даже для деталей одного и того же назначения.

Высокая чувствительность стали 110Г13Л к условиям плавки и незначительному изменению содержания C, Si, S и других элементов, приводит к невоспроизводимости таких параметров ее конструкционной прочности как временное сопротивление разрыву ($\sigma_В$), пределу текучести ($\sigma_т$), относительное сужение (ψ), относительное удлинение (δ) и ударная вязкость (KCU) (ГОСТ 977-88, 21357-87) [5, 7, 15, 16].

Сегодня предлагается достаточно большое количество различных способов повышения качества стали типа 110Г13Л. Одним из таких способов может быть введение модификаторов. Например, в работе [4] предложено введение модификатора МС (ТУ 1760-001-64101572-2011), который способствует снижению количества неметаллических включений по границам и внутри зерна: размеры неметаллических включений в образцах стали без модификатора

находятся в диапазоне от 18 мкм до 145 мкм, а в модифицированных образцах - в диапазоне от 5 мкм до 15 мкм. В модифицированных образцах измельчаются карбиды, снижается количество газовых раковин.

Исследование микроструктуры образцов высокомарганцовистой стали выявило влияние модификатора МС на микроструктуру образцов по сравнению с плавками, полученными по существующей технологии, а именно модифицирование расплава стали 110Г13Л позволило значительно улучшить однородность структуры, измельчить ее, что, в свою очередь, способствовало повышению плотности и изотропности. Это улучшило равномерность распределения нагрузок, уменьшило трещинообразование, порообразование и снизило количество сколов на изделии [4].

Еще одной перспективной маркой стали узлов и механизмов горного оборудования может являться сталь 35ХМЛ [12].

Таким образом, анализ литературы показывает, что для изготовления узлов и механизмов горного оборудования перспективными сталями остаются высоколегированные стали типа 110Г13Л, 35ХМФЛ и другие.

Цель данной работы является анализ технологии производства литых крупногабаритных изделий для горного оборудования.

Задачи исследования:

- анализ причин поломки литых крупногабаритных изделий для горного оборудования;
- изучение распределения пористости по сечению литых изделий;
- исследование возможности улучшения качества стали за счет модифицирования.

Методы

Для изготовления форм для литых крупно габаритных для горного оборудования используют песчано-глинистую смесь, изготавливаемую на смесителе 1504М.

Стержневую смесь изготавливают из песчано-смоляных смесей на смесителе периодического действия модели СПД-1.

Для изготовления форм используется машина литейная формовочная пневматическая встряхивающая с перекидным столом модели 234МК.

Плавку стали осуществляли в трехфазной дуговой печи прямого действия ДСП-3.

Выбивка отливок осуществляется на выбивной решетке модели 31215.

Для определения химического состава стали использовали компактный лабораторный высокоточный оптико-эмиссионный спектрометр Foundry Master UVR.

Определение твердости производится на стационарном твердомере ТШ-2М.

Исследование микроструктуры стали в литом и закаленном состояниях изучали с помощью микроскопа Stemi 2000-С.

Механические свойства определяли на разрывной машине фирмы Walter Bai AG (Швейцария) LFM 400 с усилием 400 кН.

Анализ предвыпускного шлака, формовочных и стержневых смесей, а также противопригарных покрытий выполнен на дифрактометре ДРОН-3.

Результаты и их обсуждение

Для проведения экспериментов была взята сталь 110Г13Л, химический состав которой приведен в таблице 2.

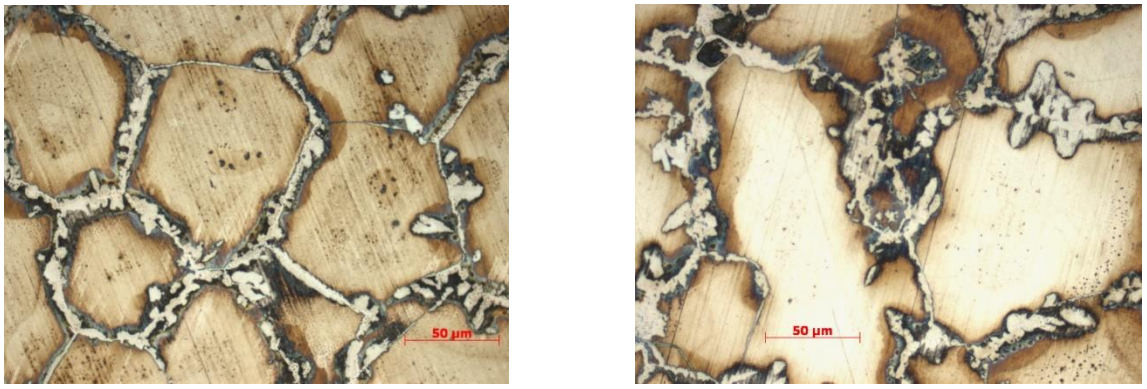
Таблица 2

Химический состав экспериментальной стали (получен авторами)

Элемент	Химический состав стали, %	
	экспериментальной	по ГОСТ 977-88
C	1,220	0,90-1,50
S	0,011	Не более 0,050
P	0,062	Не более 0,120
Si	0,640	0,30-1,00
Mn	13,80	11,50-15,00
Cr	0,130	Не более 1,00
Ni	0,070	Не более 1,00
Mo	0,020	-
Cu	0,070	-

Результаты исследований микроструктуры представлены на рис. 1, 2.

Литой материал представляет собой зерна твердого раствора аустенита, окруженные дендритами.



а *б*

Рисунок 1. *Микроструктура стали 110Г13Л до термической обработки (литой): а - ×50; б - ×100 (получены авторами)*

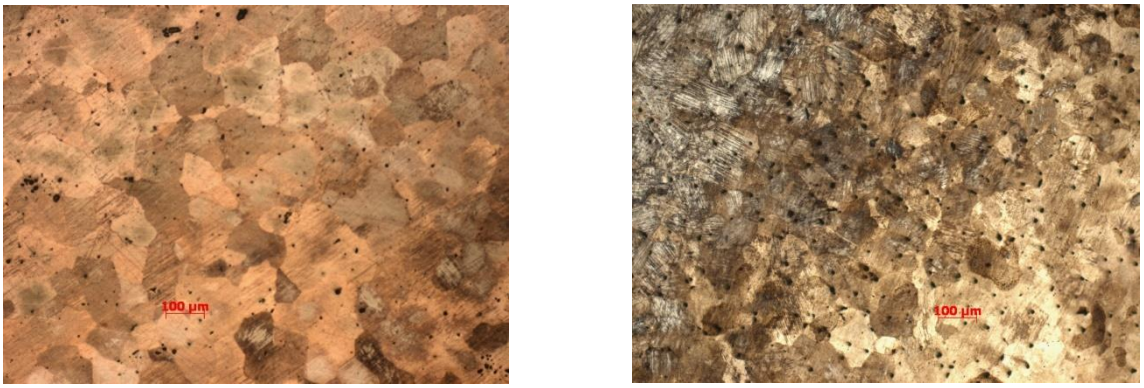


Рисунок 2. *Микроструктура стали 110Г13Л после термической обработки, ×100 (получены авторами)*

При проведении термической обработки приграничные дендритные участки полностью растворены. Структура представляет собой зерна твердого раствора аустенита. Наряду с твердым раствором аустенита (зерна) видны образования мартенситных участков (игольчатое строение), которые увеличивают твердость материала.

Изучение поверхности изломов образцов-свидетелей при отливке изделия, проводили с помощью микроскопа Stemi 2000-C. Фрактограммы приведены на рис. 3 (в литом состоянии) и 4 (в термически обработанном состоянии).

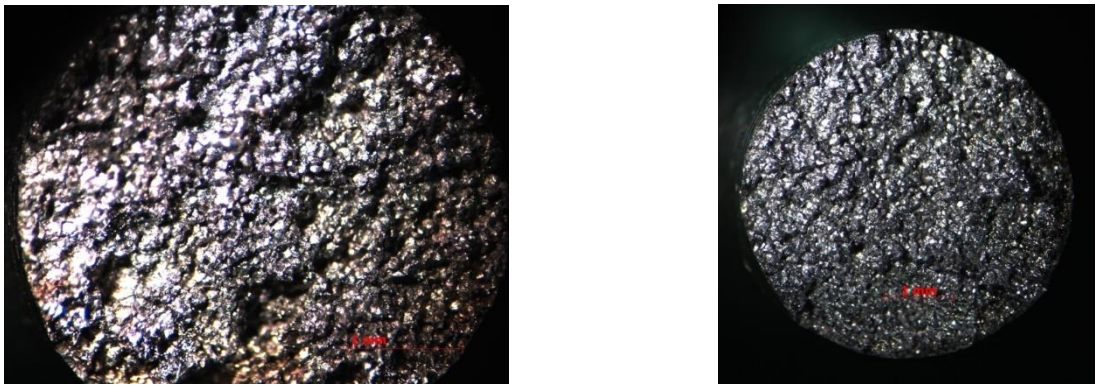


Рисунок 3. *Вид излома литого образца (получены авторами)*

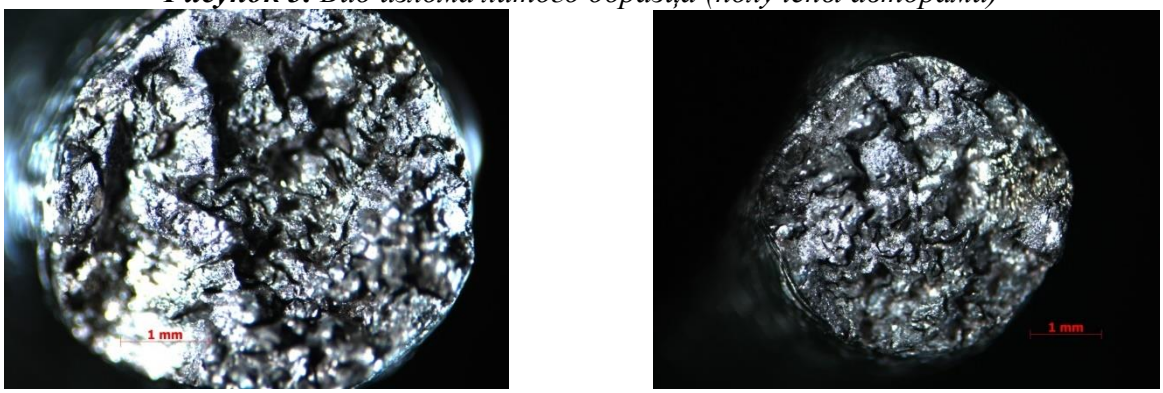


Рисунок 4. *Вид излома образца после термической обработки (получены авторами)*

Как видно из рис. 3 излом литого образца хрупко-вязкий, равномерно мелкокристаллический ровный.

После термической обработки величина вязкой составляющей больше, чем в литом состоянии, кристаллы менее блестящие, что говорит о большей вязкости материала.

Механические свойства определяли на разрывной машине фирмы Walter Bai AG (Швейцария) LFM 400 с усилием 400 кН. Результаты исследований представлены в табл. 3.

Таблица 3

Механические свойства образцов

Механические свойства	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	НВ
Литая сталь	301	436	0,02	0,06	233-248
Термическая обработанная	316	650	22	26	169-175, 205
Данные по марочнику сталей и сплавов*	350-380	650-830	34-50	34-43	186-229

Примечание: свойства приведены для отливки сечение 30 мм (получены авторами)

Твердость по Бринеллю шарик диаметр 2,5 мм на литом образце 233-248 НВ, на термически обработанном 169-175 НВ (по краю 205 НВ - мартенситные участки).

Таким образом, результаты исследований структуры и свойств показывают, что данная сталь может быть использована для изготовления изделия, работающего на износ.

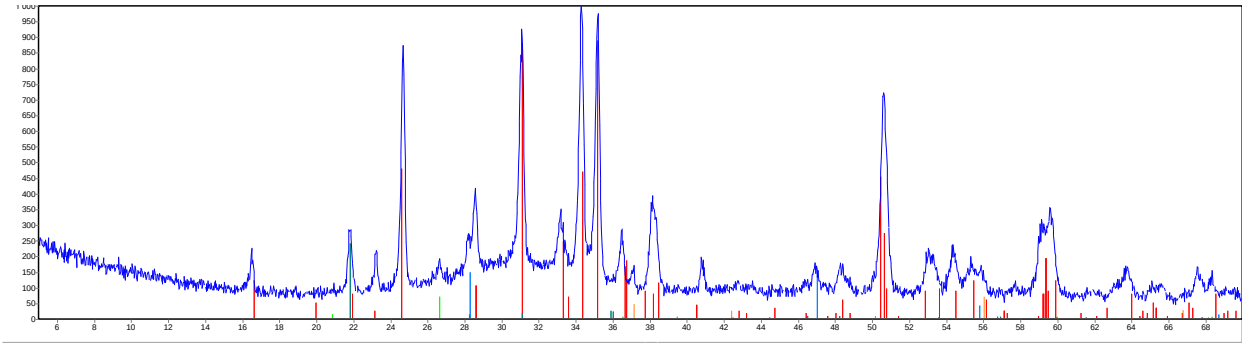
Однако, в процессе опытно-промышленных испытаний изделие, простояв две недели, сломалось. Поверхность разрушения проходила по середине изделия. Поверхность внутренней части детали шероховатая, пористая, на ней видны трещины по длине соизмеримые с изделием (рис. 5).

Рисунок 5. *Поверхность разрушения детали (получены авторами)*

Для выявления причин брака было решено проанализировать технологию получения литого изделия.

С этой целью был исследован предвыпускной шлак.

Результаты анализа шлака показаны на рис. 6. Анализ выполнен на дифрактометре ДРОН-3.



Примечание.

C=80,2; 0,888; 87-1802;CC 148; Fe Mn (Si O4)
C=6,25; 0,24; 76- 941;CC 513; Si O2; Cristobalite
C=5,22; 0,15; 75- 97;CC 384; Ca F2; Fluorite
C=2,59; 0,07; 33-1161;SS 360; Si O2; Quartz
C=5,69; 0,072; 30- 820;SS 169; Mn O2; Akhtenskite

1. Состав фаз .

2. В фазе $FeMn(SiO_4)$ - часть железо заменяется кальцием. Структура фазы дефектная.

Рисунок 6. *Рентгенограмма предвыпускного шлака (получены авторами)*

Из представленной рентгенограммы видно, что содержание закиси марганца составляет 5,69%, содержание закиси железа - не менее 1%; итого суммарное содержание закиси марганца и железа - 6,69%.

Содержание закиси железа и закиси марганца в предвыпускном шлаке может характеризовать свойства стали (износостойкость, трещиноустойчивость и др.). Повышенное содержание (более 4,5%) в шлаке этих закисей говорит о недостаточной раскисленности стали.

Получение более низкого суммарного содержания закиси марганца и закиси железа в предвыпускном шлаке добиваются увеличением продолжительности восстановительного периода плавки и повышением интенсивности обработки шлака раскислительной смесью.

Из опыта работы Норильского металлургического комбината для сокращения продолжительности восстановительного периода добавляли в предпоследнюю и последнюю (за 2-3 мин до выпуска) раскислительную смесь (стружку вторичного алюминия в количестве 0,6-0,8 кг/т жидкой стали). Это позволило в относительно короткий срок получать в шлаках довольно низкое содержание MnO и FeO (1,77-2,29%). Выпуск стали из печи производили совместно со шлаком. Интенсивное перемешивание металла со шлаком в ковше обеспечивало как снижение закиси марганца и железа, так и дополнительное рафинирование - из металла в белый шлак переходили сера и неметаллические включения.

Для анализа распределения пористости по сечению изделия было выполнено моделирование процесса кристаллизации в программе ProCAST. Результаты моделирование показаны на рисунках 7-10.

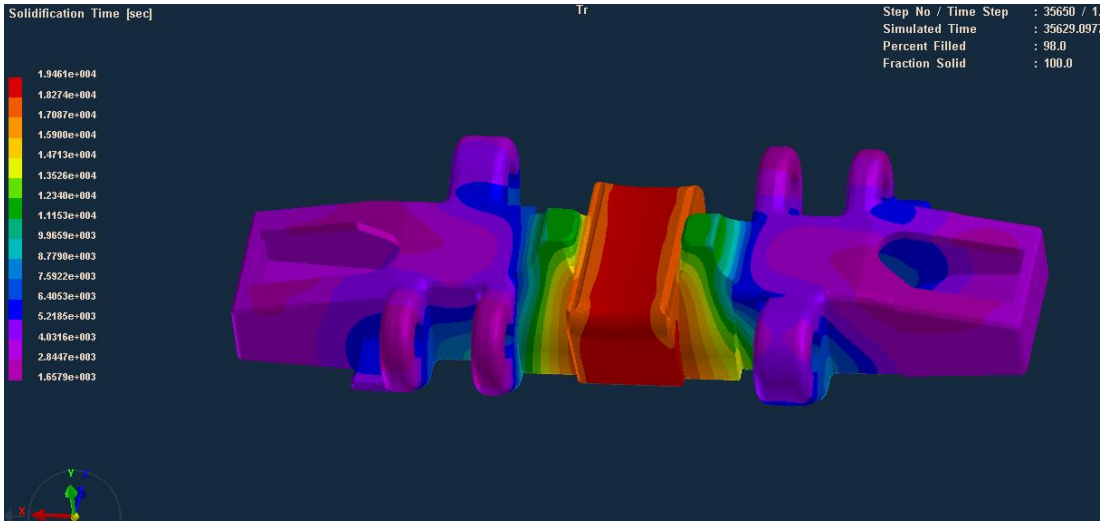


Рисунок 7. *Направление и время кристаллизации (через 5,5 ч), средняя температура 300°С (получены авторами)*

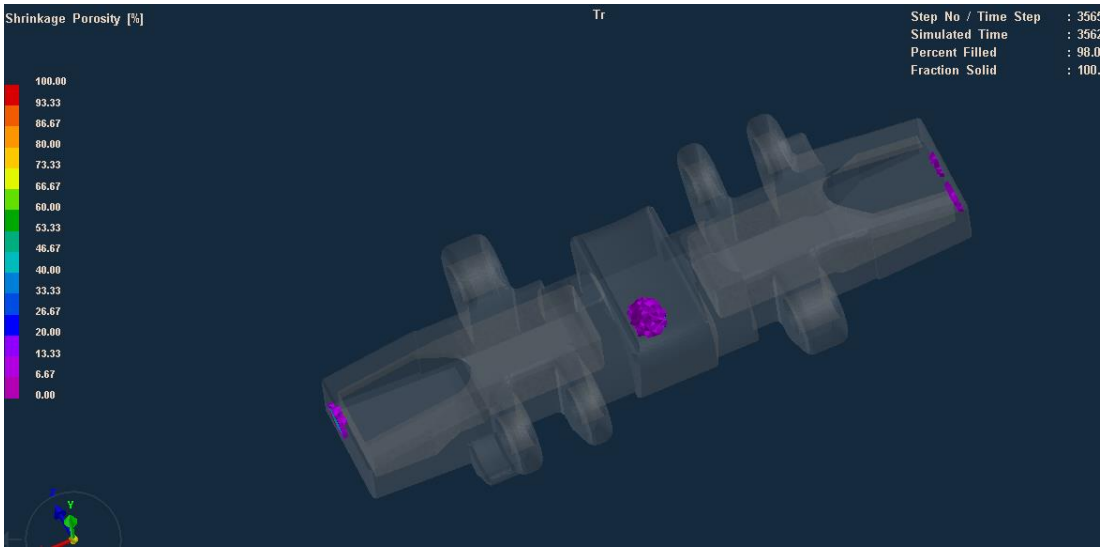


Рисунок 8. *Пористость в отливке (получены авторами)*

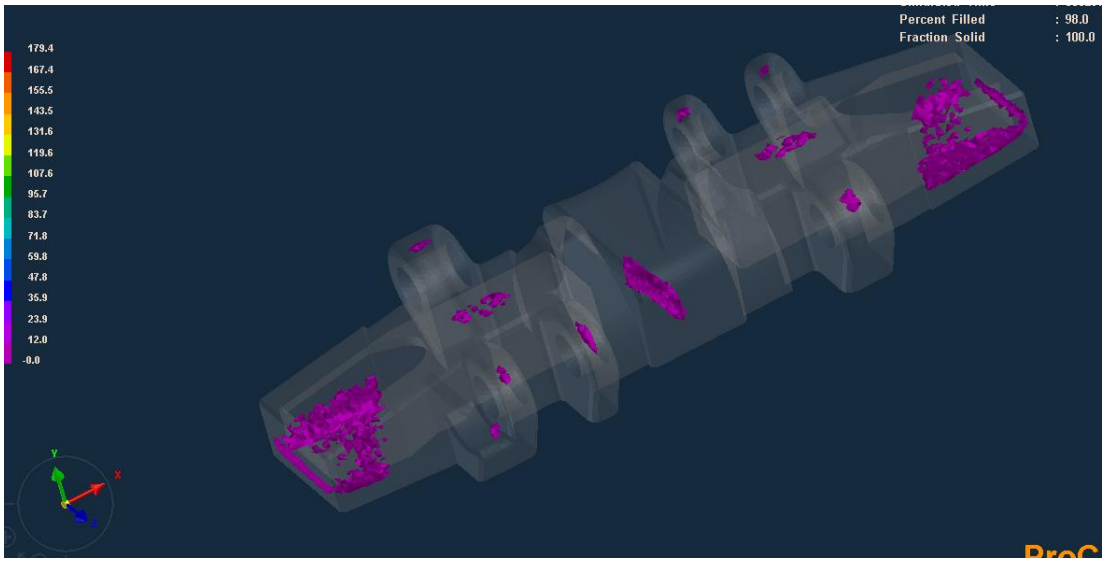


Рисунок 9. *Микропористость в отливке (получены авторами)*

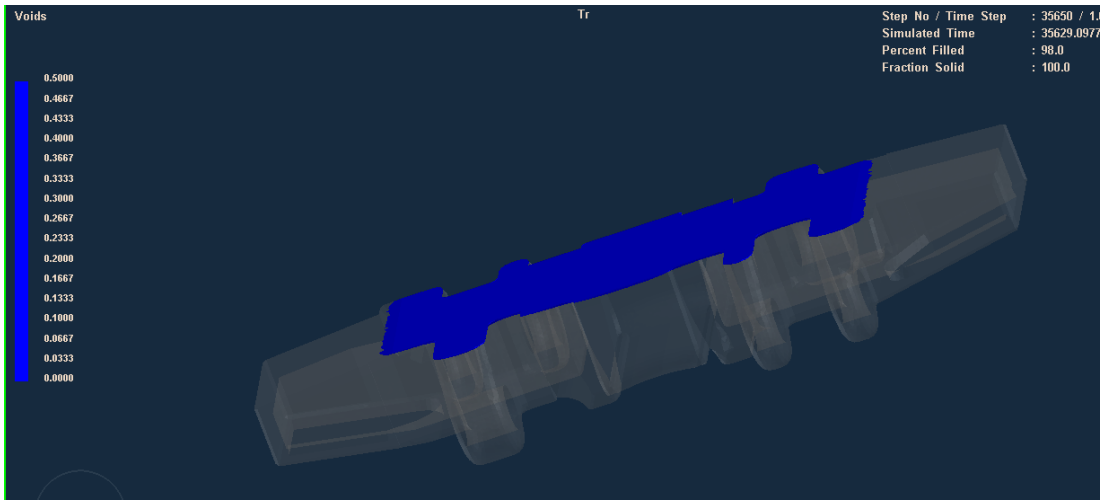


Рисунок 10. *Пустоты в отливке (получены авторами)*

Из представленных рисунков видно, что пористость и пустоты формируется в центральной части отливки, а микропористость - по всей длине отливки, в том числе и в проушинах.

Схема вырезки образцов для исследования микроструктуры из различных мест детали приведена на рис. 11.

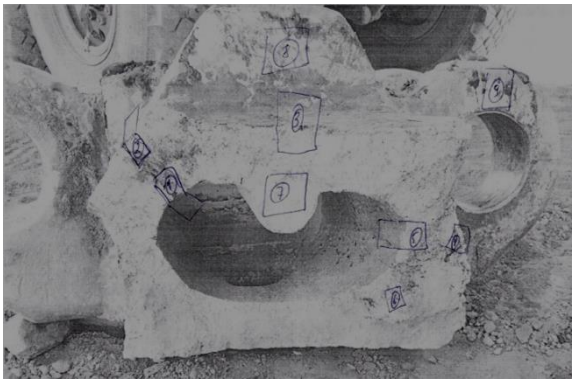
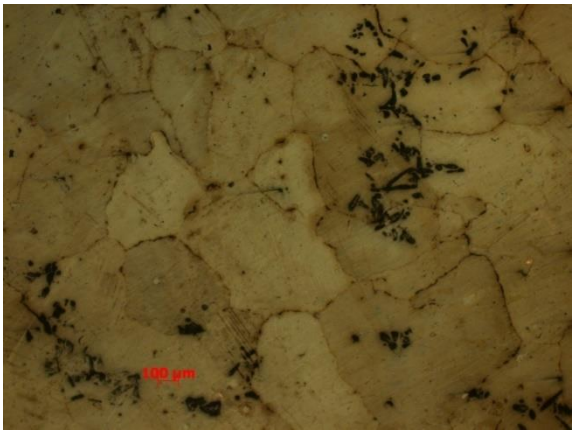


Рисунок 11. *Схема вырезки образцов (получены авторами)*

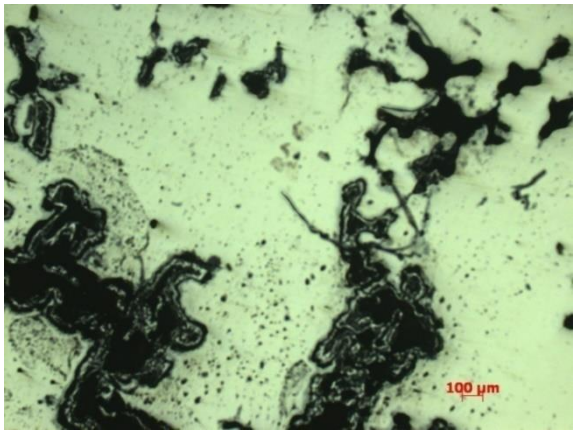
Проведенное исследование микроструктуры образцов, вырезанных в разных местах круногабаритного изделия, показало, что она различна (рис. 12-20). Это говорит о том, что термическая обработка прошла не равномерно.

Поверхность детали имеет пористое строение, которое просматривается на всех образцах. Трещины выходят на поверхность на образцах № 5 (рис. 12) и № 7 (рис. 13) - это внутренняя часть изделия, и № 6 (рис. 14) - внешняя часть изделия.

С поверхности, где термическая обработка прошла полностью, металл плотный.

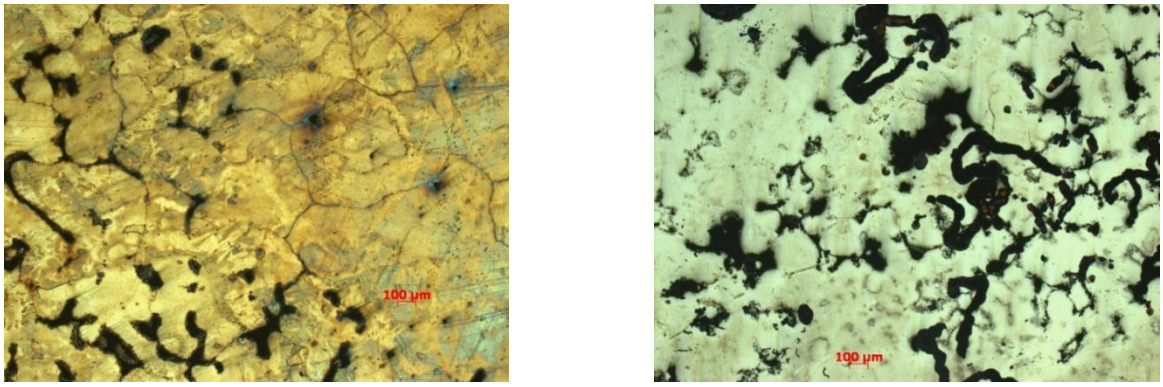


а



б

Рисунок 12. *Микроструктура образца № 5: а - зерна и дендриты твердого раствора; б - нетравленый, пористый, имеет неметаллические включения (получены авторами)*



а *б*

Рисунок 13. *Микроструктура образца № 7: а - зерна и дендриты твердого раствора; б - имеет неметаллические включения (получены авторами)*

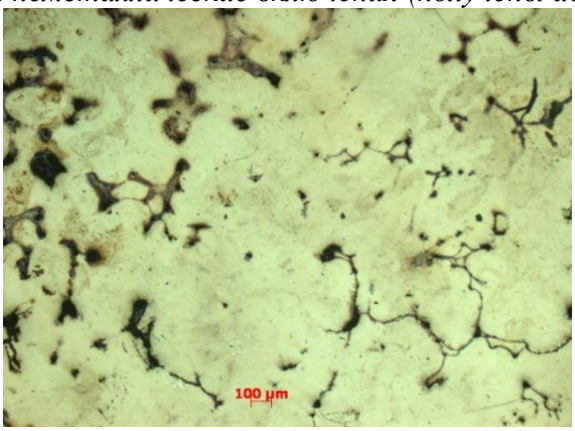


Рисунок 14. *Микроструктура образца № 6, имеет неметаллические включения (получены авторами)*

Проведенная термическая обработка на образцах из стали 110Г13Л показала, что на поверхности и в тонких сечениях структура представляет собой зерна твердого раствора аустенита (образцы № 1 (рис. 15), № 9 (рис. 16)). Структура неравномерная, смешанная, одновременно присутствуют зерна твердого раствора крупные и мелкие.

Как видно из рис. 13, в образце № 7 термическая обработка не прошла полностью, на фоне зерен твердого раствора наблюдаем дендритное строение (литое) твердого раствора. Структура твердого раствора, имеющего дендритное строение, найдена в образцах № 4 (рис. 17), № 6 (рис. 14).

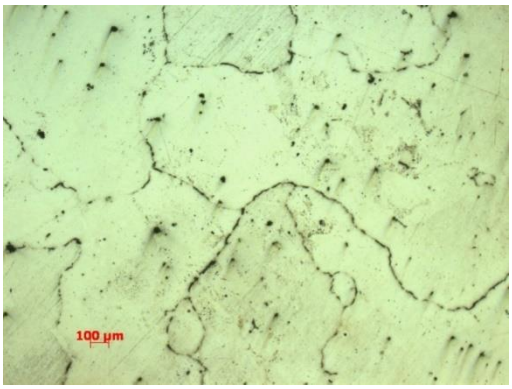
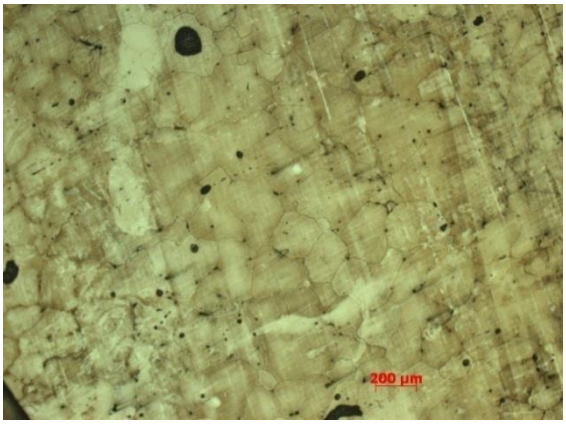
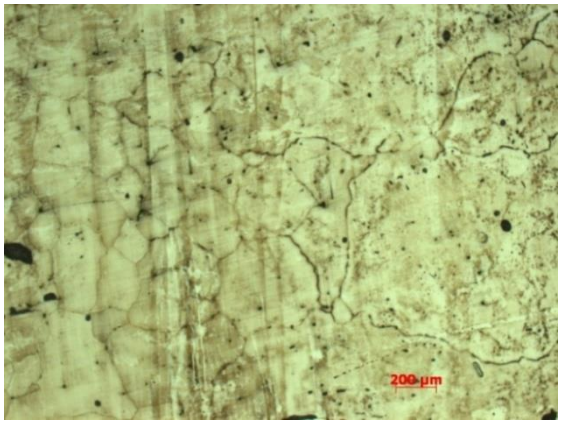


Рисунок 15. *Микроструктура образца № 1 (получены авторами)*

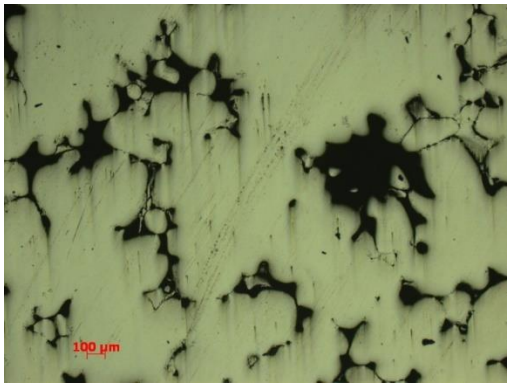


а

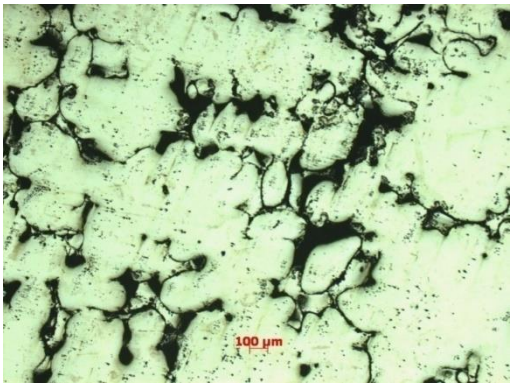


б

Рисунок 16. *Микроструктура образца № 9 (получены авторами)*



а



б

Рисунок 17. *Микроструктура образца № 4, не травленный (а) и травленный (б) (получены авторами)*

В различных местах образцов № 7 (рис. 13), № 5 (рис. 12), № 9 (рис. 16) одновременно присутствуют зерна и дендритытвердого раствора.

Микроструктура твердого раствора, имеющего четкие границы зерен и равноосное строение, получена на образцах № 1 (рис. 15), № 2 (рис. 18), № 3 (рис. 19), № 8 (рис. 20).

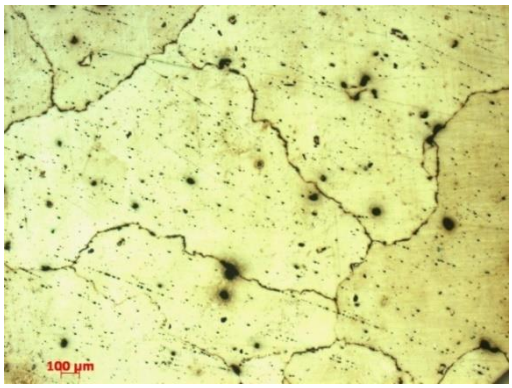


Рисунок 18. *Микроструктура образца № 2 (получены авторами)*

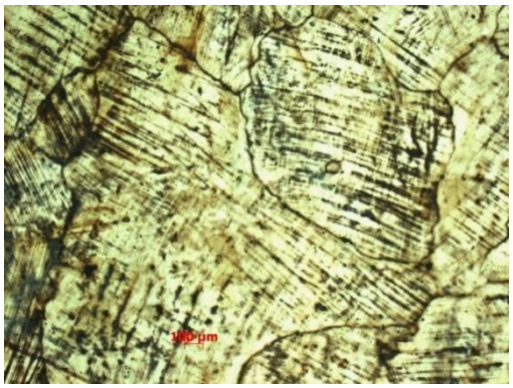


Рисунок 19. *Микроструктура образца № 3 (получены авторами)*

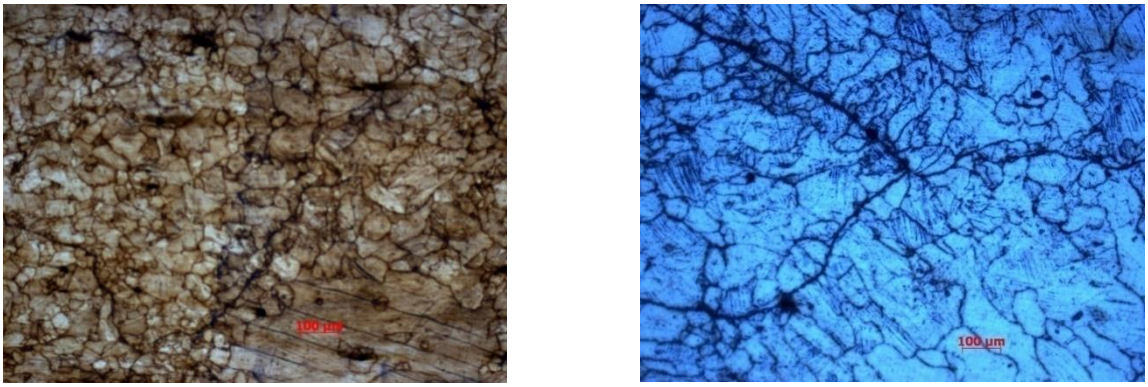
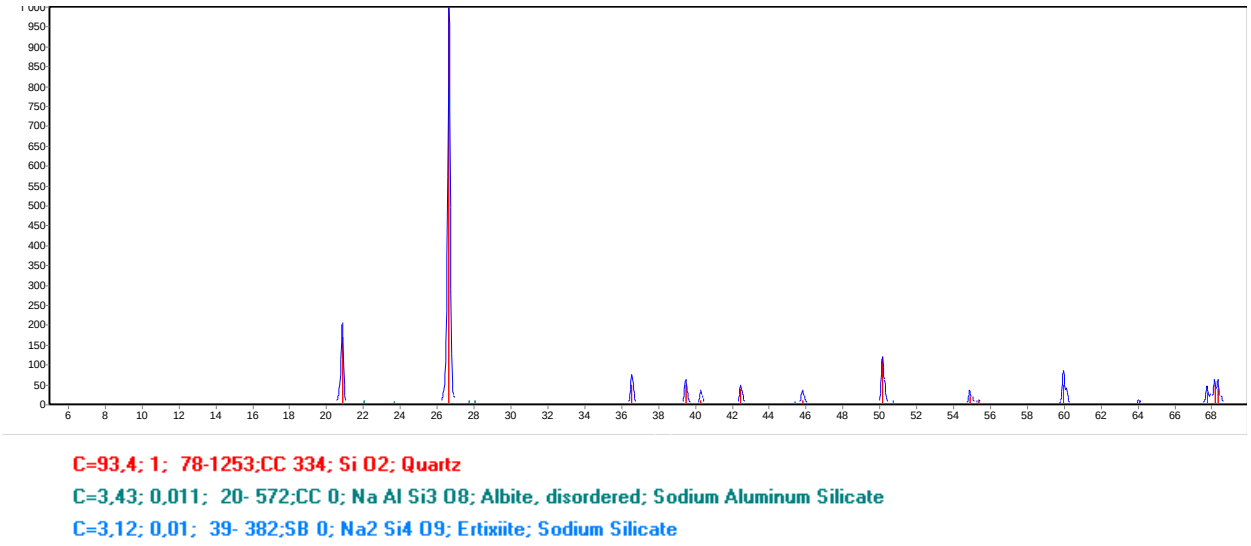


Рисунок 20. *Микроструктура образца № 8 (получены авторами)*

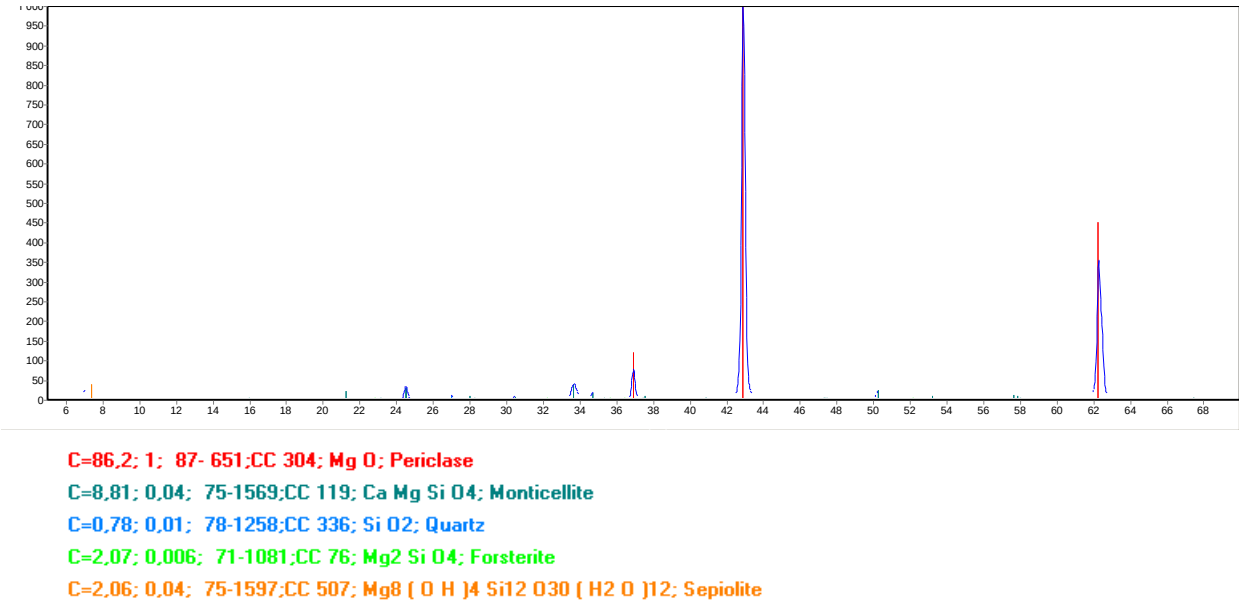
Термическая обработка стали 110Г13Л, заключающаяся в закалке от 1 100 °С, должна приводить к получению зерен аустенитного твердого раствора. Поэтому такое разнообразие структур позволяет говорить о некорректно проведенной технологии термической обработки: в местах, где охлаждение произошло в соответствии с технологическими требованиями, структура - зернистая, в других местах, где закалка не прошла, структура имеет дендритное строение или остатки дендритной ликвации.

В микроструктуре образцов № 5 (рис. 12), № 6 (рис. 14), № 7 (рис. 13), № 4 (рис. 17) отмечено наличие пор и неметаллических включений, очевидно связанное с некачественной шихтой или с недостаточным раскислением металла при выплавке.

Одной из причин появления пористости может являться газовыделение из смеси и противопригарного покрытия [11]. Поэтому было исследовано газорвыделение из смесей и покрытий (рис. 21-23).

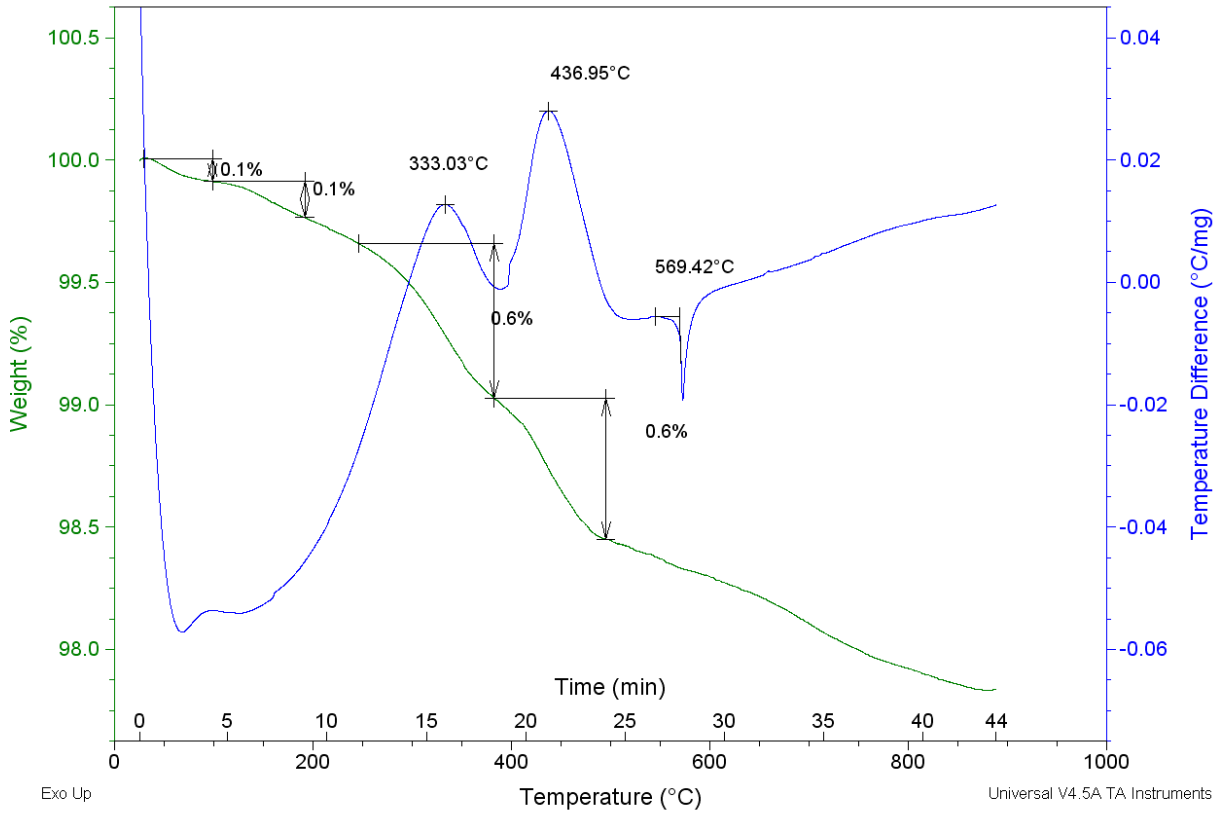


а

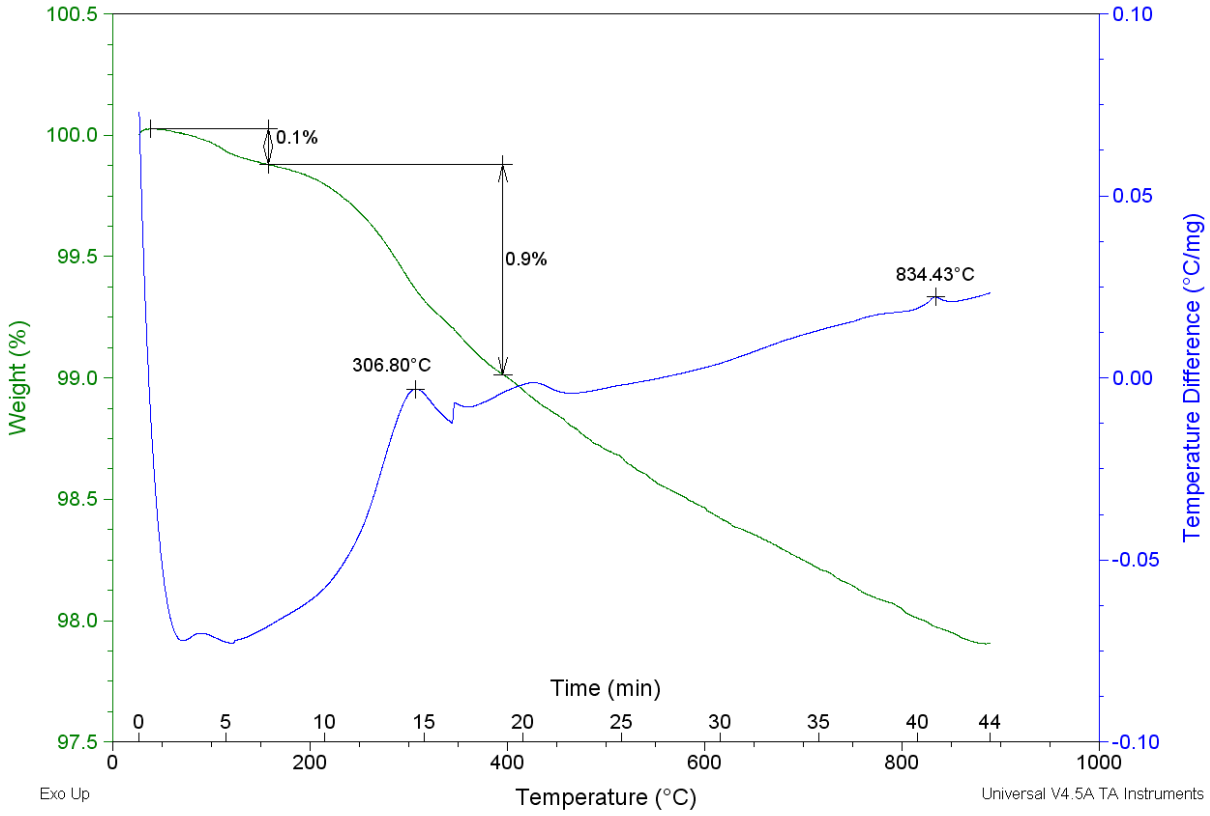


б

Рисунок 21. *Фазовый состав: а - жидкстекольной смеси; б - противопригарного покрытия (получены авторами)*

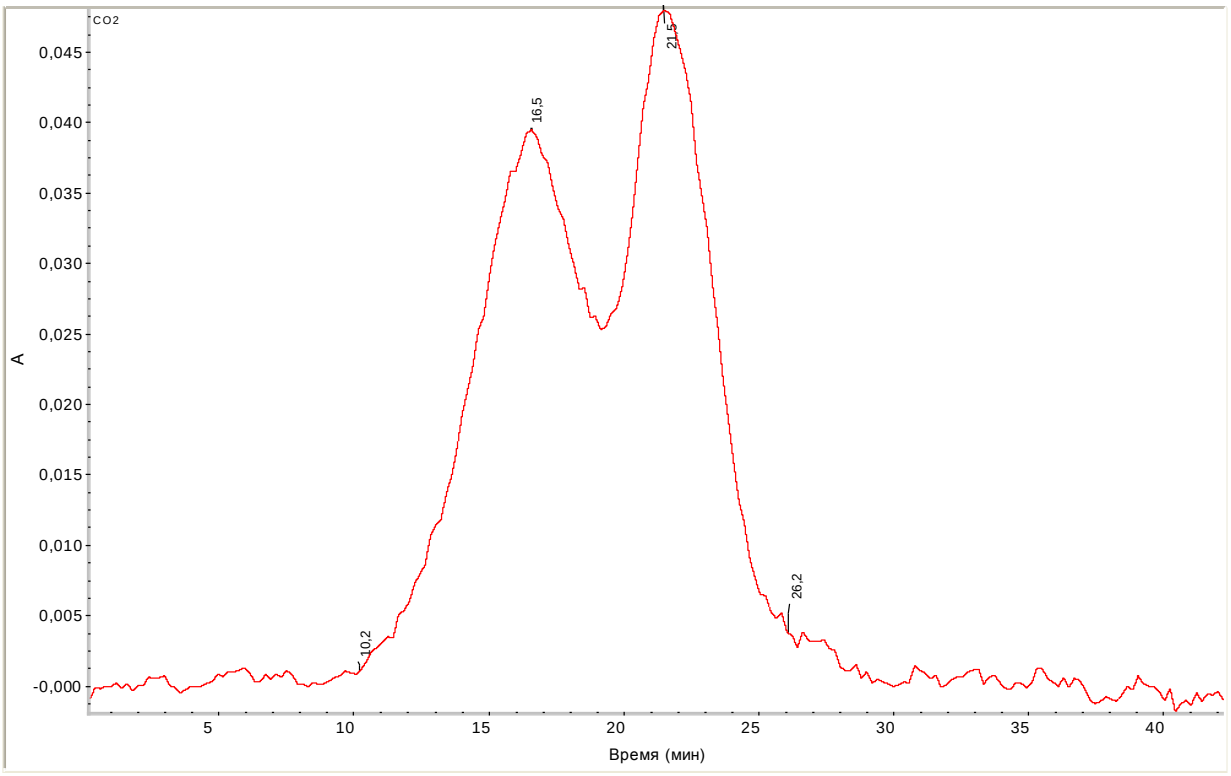


а

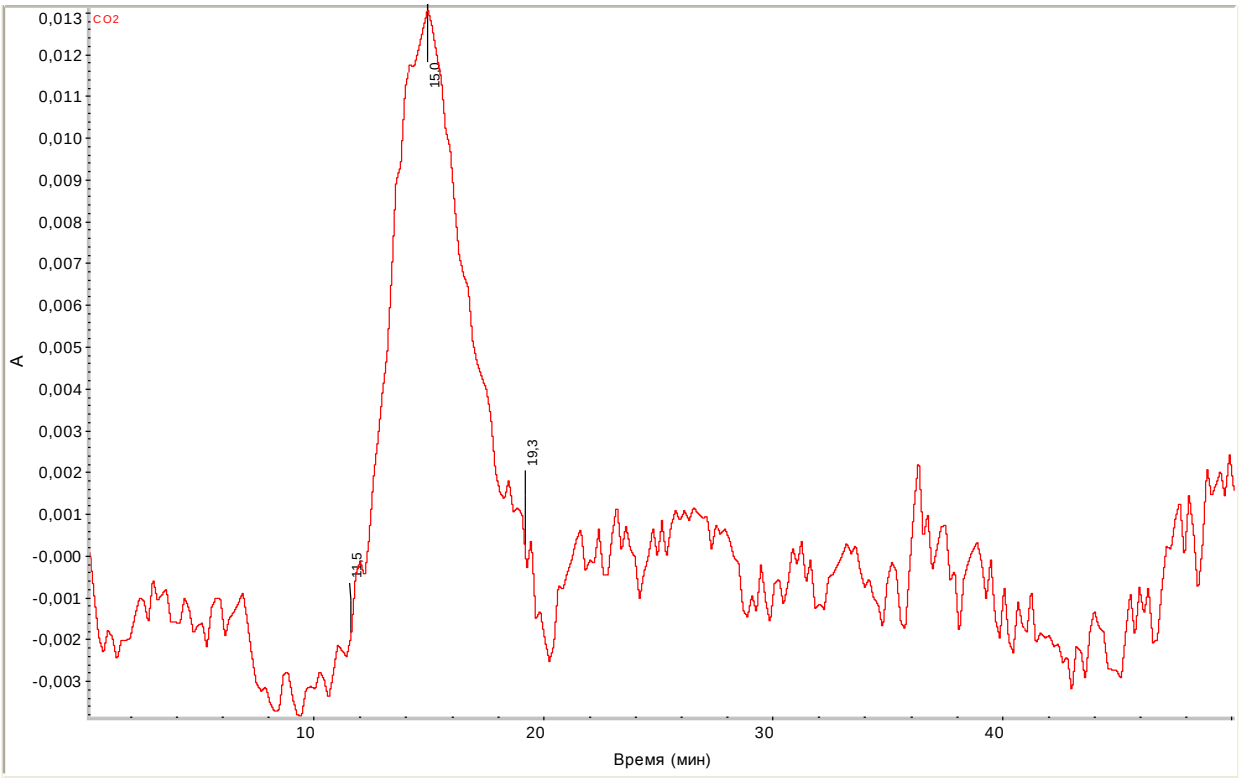


б

Рисунок 22. *ДТА: а - жидкстекольной смеси; б - противопригарного покрытия (получены авторами)*



а



б

Рисунок 23. *Газы, выделяющиеся при прокаливании: а - жидкстекольной смеси; б - противопригарного покрытия (получены авторами)*

Анализ смесей и противопригарного покрытия показал, что интенсивного газовыделения из них не происходит. Следовательно, пористость связана с недостаточной раскисленностью металла. Полученные результаты подтверждают и результаты предвыпускного шлака.

Таким образом, анализ причин, вызвавшие разрушение детали, показал:

1. Поверхность излома неоднородная, присутствуют плоские фракталы, непонимающие скопления неметаллических включений. Другие области представляют собой разнозеренную поверхность излома. В местах начала излома поверхность крупнозеренная с распростаренными трещинами. В местах долома макроструктура мелкозернистая, кристаллическая. Кроме того, в изломе наблюдается пористость.
2. Крупные трещины, вызвавшие разрушение, обнаружены в основной части детали между ребром жесткости и основой детали.
3. Расчеты в системе ProCAST, показывают, что основная пористость формируется на поверхности проушин и на поверхности основной части.
4. В микроструктуре отмечено наличие неметаллических включений, очевидно связанное с некачественной шихтой или с недостаточным раскислением металла при выплавке.
5. Уточненные данные рентгенофазового анализа предвыпускного шлака показали, что сталь требует более тщательного раскисления.

Учитывая, все выше перечисленные рекомендации, было изготовлено несколько вариантов проб литого крупногабаритного изделия для горного оборудвоания. Химический состав стали приведен в табл. 4.

Тело литого образца имеет дендритное строение, что хорошо видно на микроструктуре (рис. 24).

За счет массивности изделия охлаждение после литья идет замедленно и диффузионные процессы приводят к образованию равноосных зерен, внутри которых имеются дендриты, остающиеся и по границам зерен (рис. 25, 26).

Таблица 4

Химический состав экспериментальной стали (получены авторами)

Элемент	Химический состав стали, %	
	экспериментальной	по ГОСТ 977-88
C	1,06	0,90-1,50
S	0,01	Не более 0,050
P	0,04	Не более 0,120
Si	0,576	0,30-1,00
Mn	13,35	11,50-15,00
Cr	0,15	Не более 1,00
Ni	0,07	Не более 1,00
Mo	0,02	-
Cu	0,10	-

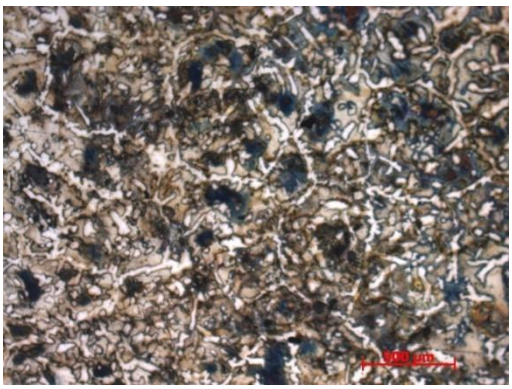


Рисунок 24. *Литая микроструктура (образец от литника), (получена авторами)*

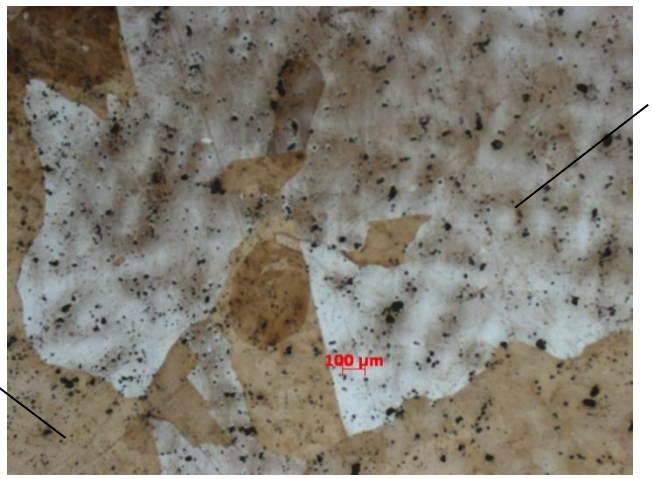


Рисунок 25. *Микроструктура образеца-свидетеля после термообработки с дендритами (получена авторами)*

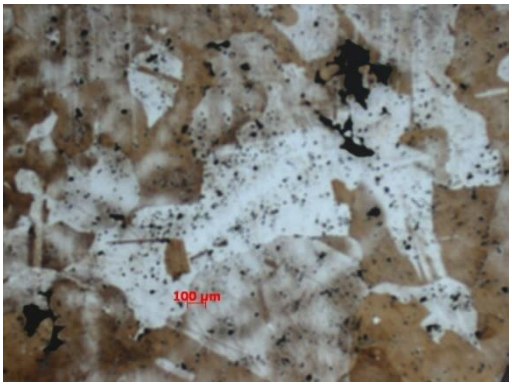


Рисунок 26. *Микроструктура образеца-свидетеля после термообработки с дендритами (получены авторами)*

При термообработке появилась зеренная структура - аустенит (рис. 27).

Рисунок 27. *Микроструктура образеца-свидетеля после термообработки (получены авторами)*

Таким образом, видно, что в процессе термообработки поверхностная пористость ушла.

С целью измельчения зерен в работе исследовали возможность применения модификатора типа МФ.

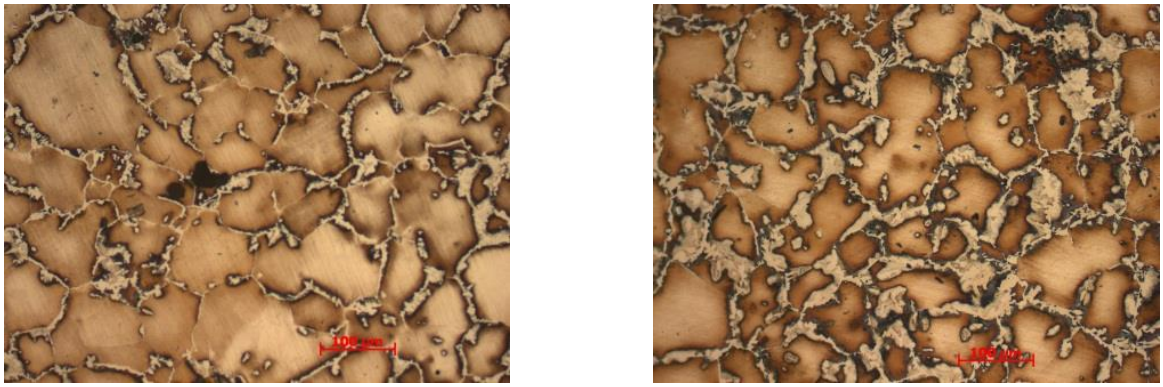
Модификатор вводили по технологии типа «сэндвич-процесс», т.е. его загружали на дно ковша, а перемешивание осуществляли за счет энергии падающей струи. Заливку стали осуществляли при температуре 1 420-1 430°С в жидкостекольную форму.

Выбор данного модификатора был обусловлен следующими факторами. Медь, входящая в состав модификатора, является легирующей добавкой для стабилизации аустенита. В малых количествах она может способствовать снижению температуры перехода стали из вязкого состояния в хрупкое, повышению сопротивления коррозии водородному растрескиванию.

Предельная концентрация фосфора в стали, согласно ГОСТ 977-88, составляет 0,12%. Повышенное содержание фосфора приводит к увеличению размеров фосфидной эвтектики по границам зерен и при этом наблюдается резкое ухудшение всего комплекса свойств стали 110Г13Л: увеличение усадки, резким снижение механических характеристик, увеличением порога хладноломкости. В случае эксплуатации отливок при температурах ниже -40°С содержание не должно превышать 0,05%. При уменьшении его содержания до 0,02% резко увеличивается сопротивление ударным нагрузкам при отрицательных температурах и сопротивление абразивному износу за счет повышения предела прочности.

Для оценки эффективности работы модификатора шлифы изготавливали вручную шлифованием на абразивных кругах и механическим полированием на сукне с окисью алюминия. Для выявления структуры применяли метод химического травления для специальных легированных сталей.

Литая структура стали 110Г13Л представляет собой дендритное строение зерен аустенита, по границам которых расположены избыточные карбиды $(Mn,Fe)_3C$ (рис. 28, 29).



а *б*

Рисунок 28. Микроструктура литой отливки из стали 110Г13Л без модификатора (*а*) и с модификатором МФ (*б*), увеличение ×200 (получены авторами)

Таким образом, видно, что добавление модификатора типа МФ способствует уменьшению аустенитного зерна в среднем на 35 мкм отливки из стали 110Г13Л.

Утолщенные границы зерен за счет выделения карбидов можно будет нейтрализовано последующей термообработкой (закалкой).

Выводы

Таким образом, результаты опытно-промышленных испытаний основными дефектами, приводящими к поломке этих изделий, отлитых из аустенитной стали, являются наличие пористости и неметаллических включений, неоднородность структуры по сечению. Результаты моделирования процесса кристаллизации крупногабаритных литых изделий в программе ProCAST показали, что пористость и пустоты формируется в центральной части отливки, а микропористость - по всей ее длине, в том числе и в тонких сечениях. Это позволило скорректировать технологию литья. Анализ микроструктуры показал, что наиболее желательной для таких изделий является структура стали, представляющая собой дендритное строение зерен аустенита, по границам которых расположены избыточные карбиды. Добавление модификаторов способствует уменьшению размера аустенитного зерна. Утолщенные за счет выделения карбидов границы зерен нейтрализуются последующей термообработкой (закалкой). Наиболее желательной структурой термообработанной аустенитной стали должны быть зерна твердого раствора аустенита, наряду с которыми могут присутствовать образования мартенситных участков (игольчатое строение), которые увеличивают твердость материала и износостойкостью.

ЛИТЕРАТУРА

1. Bannister, A.C. Structural integrity assessment procedures for european industry. Sintap. Sub-task 2.3: yield stress/tensile stress ratio: results of experimental programme

/ A.C. Bannister, 1999. - Режим доступа: http://www.eurofitnet.org/sintap_BRITISH_STEEL_BS-25.pdf.

2. Bringas, E. John Handbook of Comparative World Steel Standards / E. John Bringas // Bringas, E. John, editor. - 2nd. p.cm - (ASTM data serias; DS 67A).
3. Development of Steelmaking Processes for Producing Various High-Quality Steel Grades at Yawata Works / Shintaro Kusunoki, Ryoji Nishihara, Katsuhiko Kato, Hitoshi Sakagami, Shinichi Fukunaga, Naoki Hirashima // Nippon steel technical report, No. 104, August 2013, pp. 109-116.
4. Зыкова, А.П. Модифицирование стали 110Г13Л / А.П. Зыкова, С.Н. Федосеев, Д.В. Лычагин // Современные проблемы машиностроения: VII Международная научно-техническая конференция. - С. 86-90.
5. Кривцов, Ю.С. Развитие литых сталей / Ю.С. Кривцов, С.Л. Горобченко // Материалы в машиностроении. - 2010. - №5 (68). - С. 62-67.
6. Лебедев, В.В. Разработка хладостойких экономнолегированных литейных сталей для деталей крупных карьерных экскаваторов / Лебедев, Владимир Васильевич: автореф. дис. … канд. техн. наук - 05.02.01. - Санкт-Петербург, 1999. - 30 с.
7. Мулявко, Н.М. Анализ эксплуатационной стойкости отливок из стали 110Г13Л / Н.М. Мулявко // Известия Челябинского научного центра. - 2001. - Вып. 4(13). - С. 28-30.
8. Медведев, В.И. Исследование, разработка и внедрение технологии изготовления отливок из комплексно-легированных сталей для быстроизнашивающихся сменных деталей горно-обогатительного оборудования / Медведев, Валерий Иванович: дис. … канд. техн. наук - 05.16.04. - Брянск, 1999. - 149 с.
9. Основы получения отливок из сплавов на основе железа / А.И. Булгакова, Т.Р. Гильманшина, В.Н. Баранов [и др.] // Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2015. - 168 с.
10. Основы теории формирования отливки / Т.Р. Гильманшина, В.Н. Баранов, В.Г. Бабкин [и др.]. - Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2014. - 148 с.
11. Пат. 2368450 Российская Федерация, МПК В 22 С 3/00. Противопригарное покрытие для литейных форм / Мамина Л.И., Гильманшина Т.Р., Безруких А.И. [и др.]; заявитель и патентообладатель ФГОУ ВПО «Сиб. федер. ун-т». - № 2007149203; заявл. 29.12.07; опубл. 27.09.09, Бюл. № 27 (III ч.).
12. Повышение свойств стали 35ХМЛ / В.Г. Лильбок, А.А. Ващенко, М.В. Ильин, С.Н. Примеров // Литейщик России. - 2003. - №12. - С. 6-7.
13. Сердитов, А.Е. Литые хладо- и износостойкие стали для горнодобывающей техники: дисс. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Сердитов Антон Евгеньевич; [Место защиты: С.-Петерб. политехн. ун-т]. - Санкт-Петербург, 2008. - 141 с.
14. Специальные стали и сплавы / А.А. Ковалева, Е.С. Лопатина, В.И. Аникина, Т.Р. Гильманшина. - Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2016. - 168 с.
15. Цуркан, Д.А. Повышение конструкционной прочности стали 110Г13Л и литых деталей, используемых в специальных машинах, легированием Mo, Ni и модифицированием РЗМ / Д.А. Цуркан, А.Н. Леонтьев, А.В. Ишков // Ползуновский вестник. - 2012. - 1/1. - С. 334-336.
16. Цуркан, Д.А. Управление структурой и свойствами сталей 110Г13Л, 38ХС, 45ХН, используемых для изготовления деталей специальных машин / Цуркан Денис Александрович: автореф. дис. … канд. техн. наук - 05.16.09. - Барнаул, 2012. - 18 с.

Gilmashina Tatyana Renatovna
Siberian federal university, Russia, Krasnoyarsk
E-mail: gtr1977@mail.ru

Kritsky Dmitry Yuryevich
Siberian federal university, Russia, Krasnoyarsk
E-mail: dykritskij@gmail.com

Tyurin Sergey Ivanovich
Sibiscus federal university, Russia, Borodino
E-mail: TyurinSI@suek.ru

Kovalyova Angelina Adolfovna
Siberian federal university, Russia, Krasnoyarsk
E-mail: angeli-kovaleva@yandex.ru

Shigin Andrey Olegovich
Siberian federal university, Russia, Krasnoyarsk
E-mail: shigin27@rambler.ru

Possibility of increasing the reliability of large-sized molded products for the mining equipment

Abstract. The study of modern domestic and foreign steels for the manufacture of large-sized cast products for mining equipment has shown that high-alloy steels such as 110G13L, 35XMFL and others remain promising for their manufacture. The main defects leading to breakage of these products from 110G13L steel are the presence of porosity and nonmetallic inclusions, the heterogeneity of the structure along the cross section. The results of modeling the process of crystallization of large-sized cast products in the ProCAST program showed that the porosity is formed in the central part of the casting, and in the lugs in all modeling options, however, it was not found in the casting itself. This allowed us to adjust the casting technology. Analysis of the microstructure showed that the most desirable for products is the structure of steel, which is a dendritic structure of austenite grains with excess carbides (Mn, Fe) 3C at the boundaries of which. Adding a modifier of the MF type helps to reduce the austenitic grain by an average of 35 μm castings from 110G13L steel. The thickened grain boundaries due to the release of carbides are neutralized by subsequent heat treatment (quenching). The desired structure of the heat-treated steel should be the grains of a solid solution of austenite. Along with a solid solution of austenite (grain), martensitic regions (needle structure) may be present, which increase the hardness of the material.

Keywords: large-sized product; mining equipment; steel; foundry; chemical composition; mechanical properties; structure