

Комплексное модифицирование стали

О. С. КОМАРОВ, д-р техн. наук, В. И. ВОЛОСАТИКОВ, канд. техн. наук, И. Б. ПРОВОРОВА

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь (komarov_metolit@tut.by)

Исследовано влияние комплексного модифицирования стали химически активными элементами (Al, Ti), карбидообразующим элементом (V) и поверхностно активным (Bi) на макро- и микроструктуру низкоуглеродистой стали. Установлено, что комплексное модифицирование позволяет предотвратить транскристаллизацию и измельчить микроструктуру в отливках.

Ключевые слова: модифицирование; сталь; транскристаллизация; структура.

ВВЕДЕНИЕ

Модифицирование стали химически-активными элементами (Ca, Al, PЗМ), сопровождающееся ее раскислением, нашло широкое применение в практике литейного производства [1, 2]. При этом наблюдается измельчение зерна на 2 – 3 номера, уменьшение глубины транскристаллизации и несколько возрастают прочностные характеристики. Аналогичный эффект наблюдается и при введении в сталь карбидообразующих элементов (V, B, Ti, Zr, Nb) [3, 4] или соединений в виде нитридов и карбонитридов [5, 6]. Существует мнение, что дополнительное введение в состав модификаторов поверхностно-активных элементов (Te, Bi, Sb), так называемое комплексное модифицирование, должно усиливать эффективность модифицирования [7]. Однако применительно к стали комплексное модифицирование не нашло широкого распространения.

В работе [8] приведена математическая модель и результаты исследований по устранению транскристаллизации в отливках из высокохромистого чугуна путем комплексного модифицирования расплава химически-активными и поверхностно-активными эле-

ментами. В соответствии с этой моделью, остановка транскристаллизации объясняется способностью химически-активных элементов создавать подложки для зарождения твердой фазы в зоне концентрационного переохлаждения перед фронтом кристаллизации. Роль поверхностно-активных элементов сводилась к замедлению роста зародышей твердой фазы, вследствие чего увеличивается переохлаждение, что стимулирует зарождение новых центров кристаллизации, рост которых останавливает транскристаллизацию. Представляла интерес попытка проверить насколько справедлива эта модель применительно к стали.

Цель настоящей работы — изучение возможности предотвращения транскристаллизации и измельчения микроструктуры за счет комплексного модифицирования стали.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Эксперименты проводили на стали, содержащей (% масс.): 0,25 С; 0,4 Si; 0,55 Mn; 0,27 Cr. Плавку осуществляли в печи ИСТ 0,4 с кислой футеровкой по стандартной методике. В качестве модификатора, который вводили под струю при заполнении ковша, в

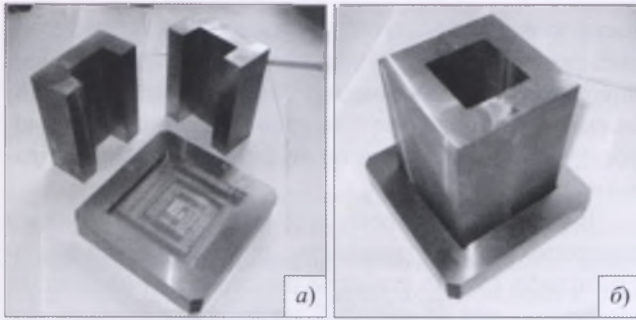


Рис. 1. Кокиль для заливки экспериментальных образцов: а — части кокиля; б — кокиль в сборе

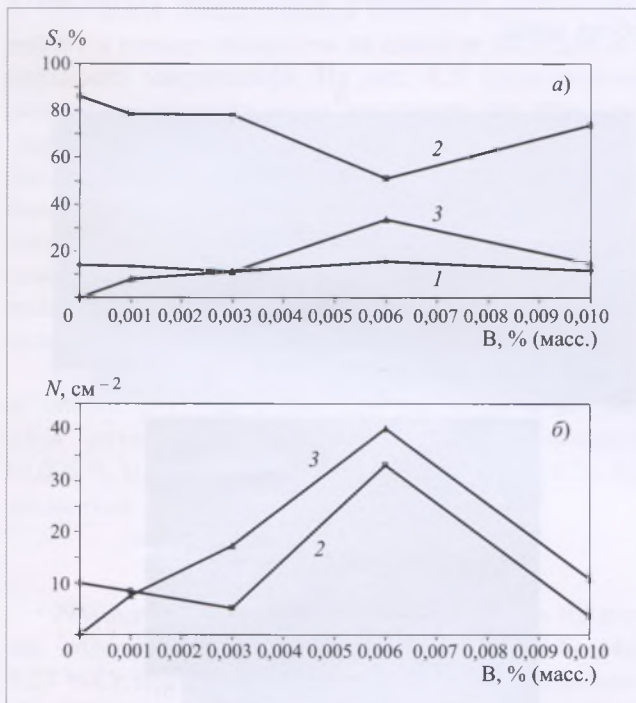


Рис. 2. Влияние количества добавки В на соотношение зон (S) (а) и количество дендритов в разных зонах (N) (б):

1 — замороженные кристаллы; 2 — транскристаллитная зона; 3 — равноосная зона

дополнение к постоянным добавкам (0,01 % Al и 0,001 % МИГ2) использовали смесь, состоящую из химически-активных (0,04 % Al, 0,01 % Ti), карбидообразующего (до 0,01 % В) и поверхностно-активных (до 0,02 % Вi) компонентов. Металл заливали в кокиль, окрашенный дистенсиллиманитовой краской с толщиной слоя около 0,5 мм. Толщина стенок кокиля — 25 мм, высота — 125 мм, внутренняя полость 50 × 50 мм (рис. 1). Сверху на кокиль устанавливали чашу из стержневой смеси, объем которой равен объему внутренней полости кокиля. Полученные стальные слитки разрезали на половине высоты и после глубокого травления в смеси кислот исследовали их макроструктуру. Для изучения микрострук-

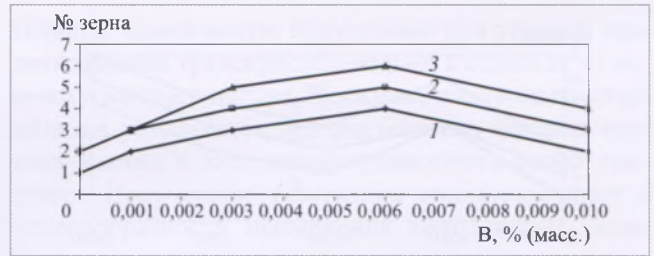


Рис. 3. Зависимость № зерна от добавки В:

1 — на расстоянии от боковой поверхности слитка 8 мм; 2 — 16 мм; 3 — 24 мм

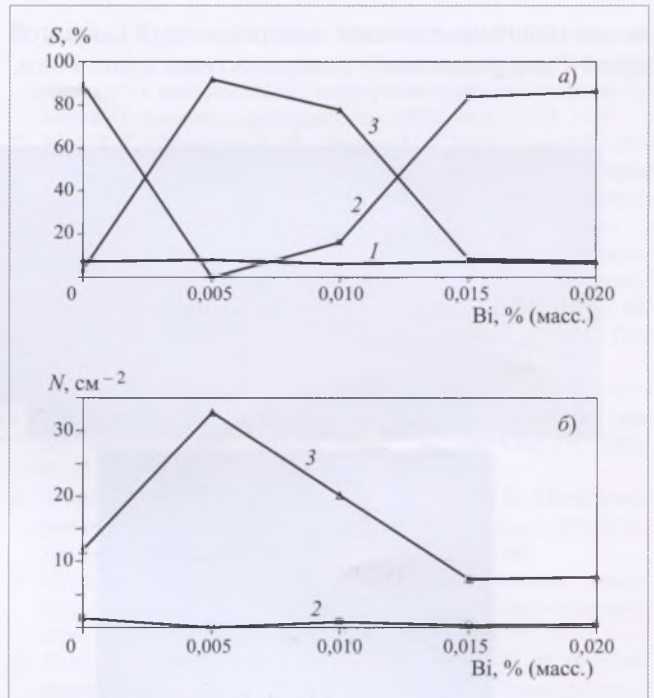


Рис. 4. Влияние количества добавки Вi на соотношение зон (S) (а) и количество дендритов в разных зонах (N) (б):

1 — замороженные кристаллы; 2 — транскристаллитная зона; 3 — равноосная зона

туры на половине высоты вырезали образцы размером 10 × 15 мм и длиной 25 мм и на расстоянии 8, 16 и 24 мм от охлаждающей поверхности определяли номер зерна.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследования проводили в два этапа. На первом этапе изучали влияние количества добавки карбидообразующего элемента (В) при неизменном количестве добавки химически-активных (0,04 % Al + 0,01 % Ti) и поверхностно-активных (0,01 % Вi) элементов. На втором этапе при постоянной добавке Al и Ti и 0,006 % В изучали влияние добавки Вi.

Для изучения влияния количества карбидообразующего элемента (В) на структуру слитков измеря-

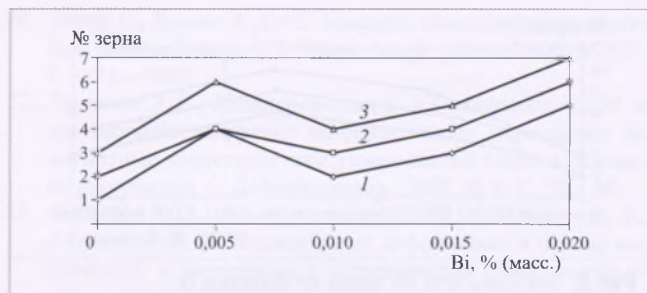


Рис. 5. Зависимость № зерна от добавки Bi:
1 — на расстоянии от боковой поверхности слитка 8 мм; 2 — 16 мм; 3 — 24 мм

ли соотношение площади поверхности (S), занятой зоной “замороженных” поверхностных кристаллов,

зоной столбчатых (транскристаллитных) и равноосных кристаллов. Как следует из рис. 2, *а*, соотношение между зонами носит сложный характер. Наименьшая площадь, занятая транскристаллитной макроструктурой, соответствует 0,006 % карбидообразующего элемента.

Важным показателем структуры является размер дендритов или их количество на единице поверхности шлифа (N). Результаты подсчета для различных зон приведены на рис. 2, *б*, из которого следует, что существует оптимальное количество добавки карбидообразующего элемента, уменьшение или увеличение которого приводит к укрупнению макрозерна. Характерно синхронное измельчение структуры в обеих зонах.

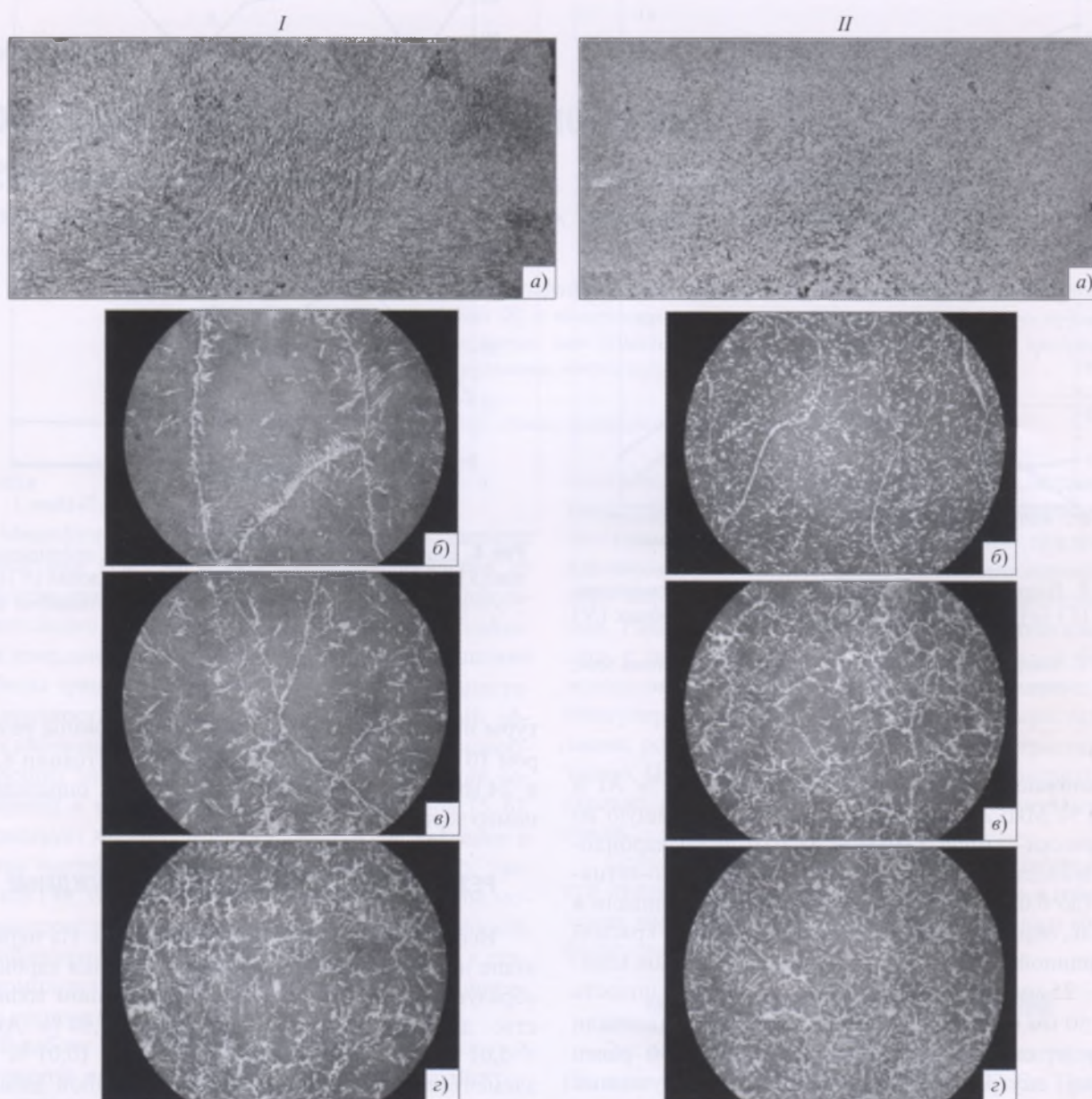


Рис. 6. Макро- и микроструктура исходного слитка (*I*) и слитка с дополнительной добавкой Al, Ti, 0,006 % В и 0,005 % Bi (*II*):

а — макроструктура ($\times 3$); *б* — микроструктура ($\times 100$) на расстоянии от боковой поверхности слитка 8 мм; *в* — 16 мм; *г* — 24 мм

Микроструктура слитков (№ зерна) также зависит от количества добавки. Наиболее дисперсная структура соответствует добавке 0,006 % карбидообразующего компонента (рис. 3).

Для выявления зависимости структуры слитка от количества поверхностно-активного компонента (В) комплексного модификатора проводили сравнение площадей зон макрошлифа, соответствующих “замороженной”, столбчатой (транскристаллитной) и равноосной структуре. Из рис. 4, а следует, что добавка 0,005 % поверхностно-активного элемента приводит к максимальному снижению площади транскристаллитной макроструктуры.

Не менее показательным является количество, а значит и размер дендритов на единице площади поверхности макрошлифа. На рис. 4, б представлены результаты подсчета числа дендритов для транскристаллитной и равноосных зон. Видно, что их наибольшее число в равноосной зоне соответствует добавке 0,005 %. Увеличение либо уменьшение количества добавки вызывает рост размера макрозерна. Однако, как видно из рис. 5, при увеличении количества поверхностно-активного компонента до 0,02 % происходит измельчение микроструктуры на 4 номера.

Рис. 6 наглядно иллюстрирует изменение макро- и микроструктуры стали при введении в ее расплав оптимальной добавки карбидообразующего (0,006 % В) и поверхностно-активного (0,005 % Вi) элементов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Результаты экспериментов, проведенных на стали, содержащей 0,25 % С; 0,4 % Si; 0,55 % Mn; 0,27 % Cr, подтвердили теоретические и эксперимен-

тальные зависимости, полученные для условий предотвращения транскристаллизации в отливках из высокохромистого чугуна. Показано, что транскристаллизация устраняется при росте числа центров кристаллизации в зоне концентрационного переохлаждения. Полученные результаты свидетельствуют о целесообразности применения комплексных модификаторов для предотвращения транскристаллизации и измельчения микроструктуры в стальных отливках.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Андреев И. Д., Афонаскин А. В., Бажова Г. Ю., Дородный В. Д. Влияние технологических параметров модифицирования комплексными модификаторами на свойства отливок // Литейное производство. 2002. № 6. С. 13 – 15.
2. Муб Л. Г., Макаров В. В., Лялин О. П., Усманов Р. Г. Десульфурация стали 25л с помощью комплексных модификаторов с РЗМ // Литейное производство. 2003. № 3. С. 31 – 32.
3. Горелов В. Г., Романенко Д. Г., Демидова Е. И. Макролегирование кислотной стали с использованием ванадийсодержащих отходов // Литейное производство. 2002. № 2. С. 9 – 10.
4. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали / Под ред. С. М. Винарова. М: Металлургия, 1961. 458 с.
5. Еремин Е. Н. Закономерности комплексного модифицирования литого электрошлакового металла // Анализ и синтез механических систем. Омск: Изд-во ОмГТУ, 1998. С. 131 – 134.
6. Комишуков В. П., Черепанов А. Н., Амелин А. В. Модифицирование непрерывнолитой стали нанопорошками тугоплавких соединений // Сталь. 2009. № 4. С. 65 – 68.
7. Давыдов И. В. Технология наномодифицирования доменных и ваграночных чугунов // Заготовительное производство. 2005. № 2. С. 3 – 9.
8. Комаров О. С., Садовский В. М., Урбанович Н. И. Влияние модифицирования на макроструктуру хромистого чугуна // Вестн НАНБ, серия ФТИ. 2000. № 1. С. 24 – 27.

Abstracts

Effect of duration of high-temperature tempering on the texture and grains of superheated rotor steel

I. A. Borisov and A. V. Dub “*Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*”, 2013, No. 3

The influence of the duration of high-temperature tempering after air hardening from 900 and 1250 °C on the properties, texture, and brittle point of steel 25KhN3MFA is studied. It is shown that the negative effect of superheating of the steel is weakened after high-temperature tempering. Recommendations are developed for optimization of heat treatment of large forgings.

Key words: rotor steel, superheating, mechanical properties, microstructure, brittle point, carbide phase, fracture, dislocation density.

Thermal properties and structure of cast carbon-containing invar and superinvar alloys after two-stage annealing

S. V. Grachev, M. A. Filippov, V. I. Chermenskii, M. D. Khar-chuk, I. V. Konchakovskii, A. S. Zhilin, V. V. Tokarev, and S. M. Nikiforova “*Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*”, 2013, No. 3

The effect of carbon content on thermal properties of cast superinvar alloys subjected to two-stage annealing is studied. It is shown that carbon improves the casting properties of the alloys but raises the coefficient of linear thermal expansion (CLTE). Two-stage high-temperature annealing makes it possible to remove carbon