



The work is dedicated to discussion of possibilities of restriction of crystallization zone of ingots by means of microalloying of melt by nitrides of some metals, i.e. of titanium, zirconium and boron.

Ю. А. САМОЙЛОВИЧ, НПП «Платан»,
В. И. ТИМОШПОЛЬСКИЙ, Президиум НАН Беларуси,
С. М. КАБИШОВ, БНТУ

УДК 669.18-412

СОКРАЩЕНИЕ ЗОНЫ СТОЛБЧАТЫХ КРИСТАЛЛОВ В СТАЛЬНОМ СЛИТКЕ ПУТЕМ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ РАСПЛАВА

Широкое внедрение метода непрерывного литья стали в металлургическую практику повысило актуальность исследований, целью которых является улучшение качества сортовых и листовых стальных заготовок. Одна из наиболее актуальных задач получения высококачественного литого металла – обеспечение однородной первичной литой структуры с преобладанием зоны глобулярных (равноосных) дендритных кристаллов и минимизация зоны транскристаллизации (зоны столбчатых кристаллов). В случае преобладания столбчатых дендритов в первичной литой структуре возникает повышенное содержание нежелательных примесей (серы, фосфора) в осевой зоне литых заготовок. Те же примеси обнаруживаются по границам столбчатых кристаллов, что приводит к повышенной дефектности металла при последующей прокатке. Для сокращения протяженности зоны транскристаллизации стальных слитков в настоящее время применяют разнообразные способы внешних воздействий на процесс кристаллизации стали. К ним относятся введение металлических порошков непосредственно в кристаллизатор машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), электромагнитное перемешивание незатвердевшей части заготовок [1, 2] и, наконец, метод непосредственного механического воздействия на затвердевающую заготовку путем обжатия незатвердевшей заготовки с помощью специальной (динамической) секции опорных роликов МНЛЗ. В последние годы именно метод «мягких обжатий» привлекает внимание технологов и конструкторов МНЛЗ [3, 4] как наиболее эффективный способ улучшения первичной литой структуры непрерывнолитых стальных заготовок.

Следует отметить, что реализация метода мягких обжатий связана с необходимостью встраивания в систему роликовой проводки МНЛЗ динамической секции опорных роликов, что неизбежно усложняет эксплуатацию МНЛЗ и, в конечном счете, приводит к повышению себестоимости литой стали.

Между тем, известны более простые и экономичные способы воздействия на литую кристаллическую структуру путем введения в затвердевающий металл системы тугоплавких частиц (нитридов, карбидов, оксидов), играющих роль центров кристаллизации в охлаждаемом расплаве и радикально изменяющих характер первичной кристаллизации стали [5–7].

Настоящая работа посвящена обсуждению возможностей ограничения зоны транскристаллизации стальных слитков путем микролегирования расплава нитридами некоторых металлов, в частности, титана, циркония и бора. Приведем несколько примеров подавления столбчатой кристаллизации при получении стальных отливок в лабораторных и промышленных условиях. Весьма наглядный пример подавления зоны столбчатых кристаллов в хромистой стали, содержащей избыточное количество алюминия и азота, приведен в ранней работе А.М. Самарина с соавторами [8]. Как отмечается в работе [8], первичная кристаллическая структура слитков из стали, имеющей повышенное содержание хрома (от 16 до 28%), характеризуется преобладанием зоны столбчатых кристаллов, что приводит к нарушению сплошности металла при обработке давлением (ковке, прокатке) слитков из стали с высоким содержанием хрома. Введение в расплав азота приводит к подавлению зоны столбчатых кристаллов (рис. 1). Данные получены на основании опытов со сплавом типа «Фехраль», содержащим 15,6% хрома и 3,54% алюминия.

Верхняя часть рисунка представляет собой макроструктуру стали при выплавке из сплава указанного состава без обогащения расплава азотом (содержание углерода в сплаве не превышало



Рис. 1. Подавление транскристаллизации в слитках типа «фехраль» за счет азотирования расплава перед разливкой по данным А.М. Самарина [8]

0,01–0,03 – для томасовской стали. Если специально вводить хром при плавке, то в стали, содержащей от 12 до 28% хрома, содержание азота может достигать 0,1–0,6% вследствие высокого сродства азота к хрому; в этом случае азот играет роль легирующего элемента.

Исследования М.Л. Королева показали, что содержание азота в хромсодержащих марках стали достигает следующих значений: 0,017–0,17% при 12–14% хрома, 0,02–0,22% при 16–18% хрома и 0,07–0,57% при 27–30% хрома. В нержавеющей стали марки 1X18Н9 содержание азота достигает 0,15–0,2%.

Главный вывод исследований М.Л. Королева формулируется автором следующим образом: «Азот, введенный в сталь при ее выплавке, парализует транскристаллизацию» [9, с. 15].

Отметим некоторые особенности проведения экспериментов М.Л. Королева, указанные в монографии [9].

Сталь марок 1X13X, X17 и X28 выплавляли в индукционной печи с магнетитовым тиглем, причем избыточное количество азота в расплаве обеспечивали присадкой азотистого феррохрома, содержащего 70% хрома и 0,9% азота.

Содержание углерода для всех марок стали не превышало 0,09%, марганца – 0,5–0,65, кремния – 0,35–0,7, серы – 0,015–0,022, фосфора – 0,015–0,026%.

Концентрация хрома составила 12,6–13,3% для стали 1X13, 16–17,2% – для стали X17 и 27,5–28,9% – для стали X28.

Содержание азота не превышало 0,02% в тех случаях, когда расплав не легировали азотом, а при легировании составляло 0,1–0,17% для стали 1X13, 0,2–0,22% – для стали X17 и 0,34–0,57% – для стали X28. Расплав стали, легированной азотом, разливали в слитки массой 12,6 кг в изложницы квадратного сечения размером поперечного сечения 80 мм, длиной 210 мм.

Макроструктуру литой стали изучали на темплетях, вырезанных из слитков и травленных 50%-ным раствором соляной кислоты.

Автор отмечает интенсивное развитие транскристаллизации в сечении слитков сталей X17 и X28 при естественном уровне содержания азота (0,02%). Полное устранение столбчатых кристаллов в сечении слитков достигалось при насыщении расплава азотом концентрацией 0,2% для стали X17, а для стали X28 – при концентрации азота в расплаве, равной 0,42%. При объяснении эффекта торможения роста столбчатых кристаллов при легировании хромсодержащих сплавов азотом в работе [8] высказано предположение о существенном снижении теплопроводности металла, обогащенного азотом. В более поздней публикации [9] это предположение аннулируется и наблюдаемое изменение макроструктуры отливок связывается с появлением в расплаве (при легировании азотом) множества мелкодисперсных тугоплавких частиц, способствующих торможению роста дендритных кристаллитов и существенному измельчению литого зерна отливок.

По-видимому, в составе тугоплавких частиц, сопровождающих процесс легирования стали азотом, преобладают нитриды хрома и алюминия, однако каких-либо содержательных сведений о составе неметаллических включений в образцах легированной литой стали в работах [8, 9] не приводится.

Использование инокуляторов (частиц нитрида титана) в качестве дополнительных центров кристаллизации расплава наглядно продемонстрировано в работе Я.Н. Малиночки с соавторами [10] на примере затвердевания рядовой углеродистой стали, содержащей от 0,1 до 0,6% углерода.

Образование нитридов титана обеспечили введением титаносодержащей лигатуры как в плавильную печь, так и непосредственно в изложницу, используемую для отливки стальных слитков массой 35 кг. При этом количество вводимой в расплав лигатуры подбирали таким образом, чтобы содержание титана в затвердевшей стали изменялось от 0,01 до 0,17%. Как отмечается в работе [10], по всему сечению слитков, отлитых без ввода титана, наблюдаются хорошо развитые дендритные (столбчатые) кристаллиты. При вводе в расплав необходимого количества титана и азота достигается практически полное подавление зоны столбчатых кристаллов; попутно отмечается существенное (в 2,5–3,5 раза) увеличение числа мелких глобулярных кристаллов в структуре отливок.

В исследовании [11] подавление зоны столбчатых кристаллов в отливках из марганцовистой стали Г13Л достигалось введением в расплав небольших количеств циркония и бора. В состав стали Г13Л входили следующие элементы: 1,32% С, 0,71% Si, 13,2% Мг, 0,04% S и 0,07% Р.

На рис. 2, 3 показаны для сравнения изломы отливок из стали Г13Л, полученных как без циркония (рис. 2, а) и без бора (рис. 3, а), так и с добавками указанных элементов (рис. 2, б и 3, б) в количествах 0,1% циркония либо 0,003% бора соответственно. Авторы исследования [11] подчеркивают тот факт, что столбчатая структура отливок из стали Г13Л устраняется лишь при введении 0,1% циркония либо 0,003–0,005% бора.

Превышение указанных концентраций вводимых добавок снижает эффективность воздействия на первичную литую структуру стали. В частности, при добавке в сталь Г13Л циркония в количестве 0,2% в отливке вновь появляется сильно развитая столбчатая зона. Аналогично при добавке в указанную сталь бора в количестве 0,01% и более в отливке восстанавливается развитая столбчатая структура.

В монографии Ю.З. Бабаскина [12] изложены результаты анализа влияния нитридов ряда легирующих элементов на характер дендритной кристаллизации отливок из хромоникелевых сталей X18N10Л и 2X21N11В3Л.

Исследования Ю.З. Бабаскина отличает комплексный учет условий первичной кристаллизации стали (в частности, учет совместного влияния тугоплавких частиц модификатора и скорости охлаждения расплава), а также физико-химических особенностей частиц элементов (титана, ванадия, циркония и др.), введение которых в охлаждаемый расплав вызывает существенное изменение структуры получаемых отливок.

При этом в качестве показателей структуры отливок выступает не только ширина зоны трансформации, но и другие, не менее важные показатели – расстояние между дендритными ветвями второго порядка, толщина дендритных ветвей, размеры возникающих в отливке кристаллитов глобулярной формы.

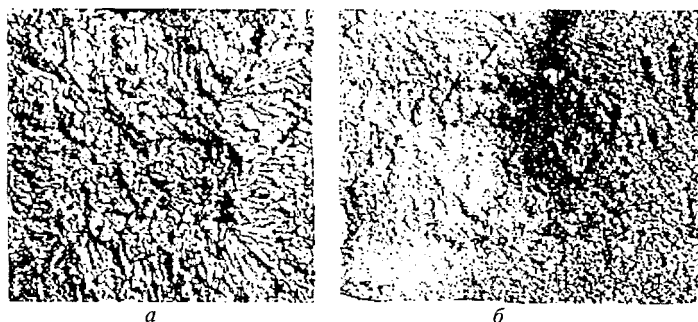


Рис. 2. Вид излома отливок из стали Г13Л, полученных без использования индукторов (а) и при вводе в расплав 0,1% циркония (б) по данным [11]

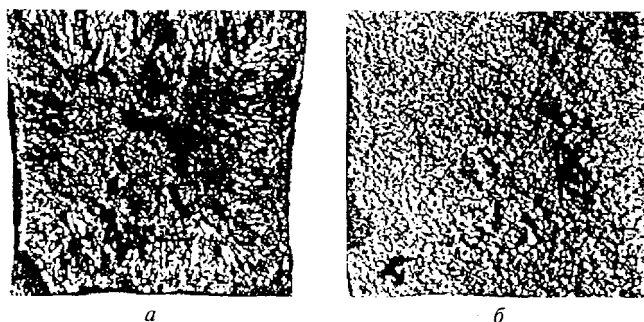


Рис. 3. Вид излома отливок из стали Г13Л, полученных без использования индукторов (а) и при вводе в расплав 0,003% бора (б) по данным [11]

В качестве примера на рис. 4, 5 приведены результаты экспериментов Ю.З. Бабаскина по влиянию добавки тугоплавких индукторов на основе титана и циркония на упомянутые выше показатели первичной кристаллической структуры отливок диаметром 40–60 мм, полученных методом литья в песчано-глинистые литейные формы.

При обсуждении этих материалов следует обратить внимание на активную роль нитридов титана, введение которого в расплав при температуре 1560 °С позволяет сократить протяженность зоны столбчатых кристаллов в стали X18N10Л на 45–50% (рис. 4), а для нержавеющей стали аналогичного класса 2X21N11В3Л – на 75–85% (с 8–9 до 1–2 мм). При этом достигается весьма значительное сокращение расстояния между дендритными ветвями второго порядка, что неизбежно приводит к снижению показателей дендритной сегрегации примесей в отливках (рис. 5).

Приведенные примеры активного воздействия на протяженность зоны столбчатых кристаллов в стальных отливках путем микролегирования расплава добавкой некоторых активных элементов дают основания для следующих предварительных соображений.

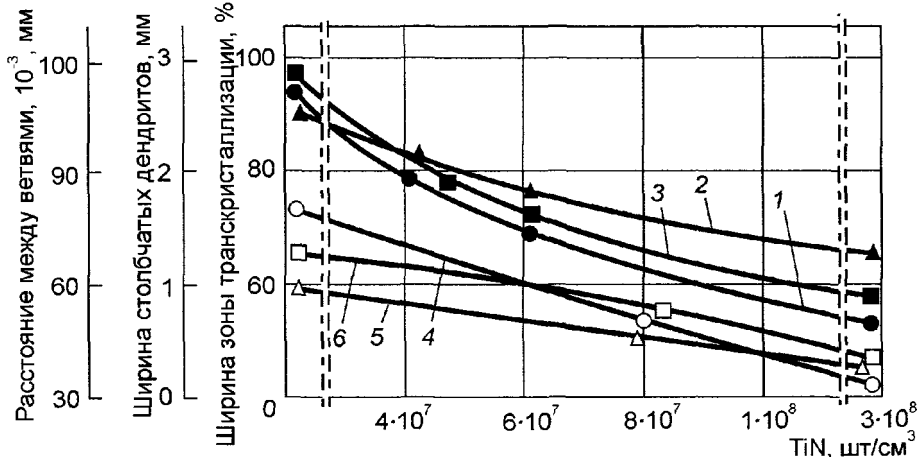


Рис. 4. Влияние добавок нитрида титана на ширину зоны транскристаллизации (кривые 1, 4), среднюю ширину столбчатых дендритов (2, 5) и расстояние между ветвями второго порядка (3, 6) в слитках стали X18N9Л диаметром 60 мм (1–3) и стали X18N10Л диаметром 40 мм (4–6) по данным Ю.З. Бабаскина [12]

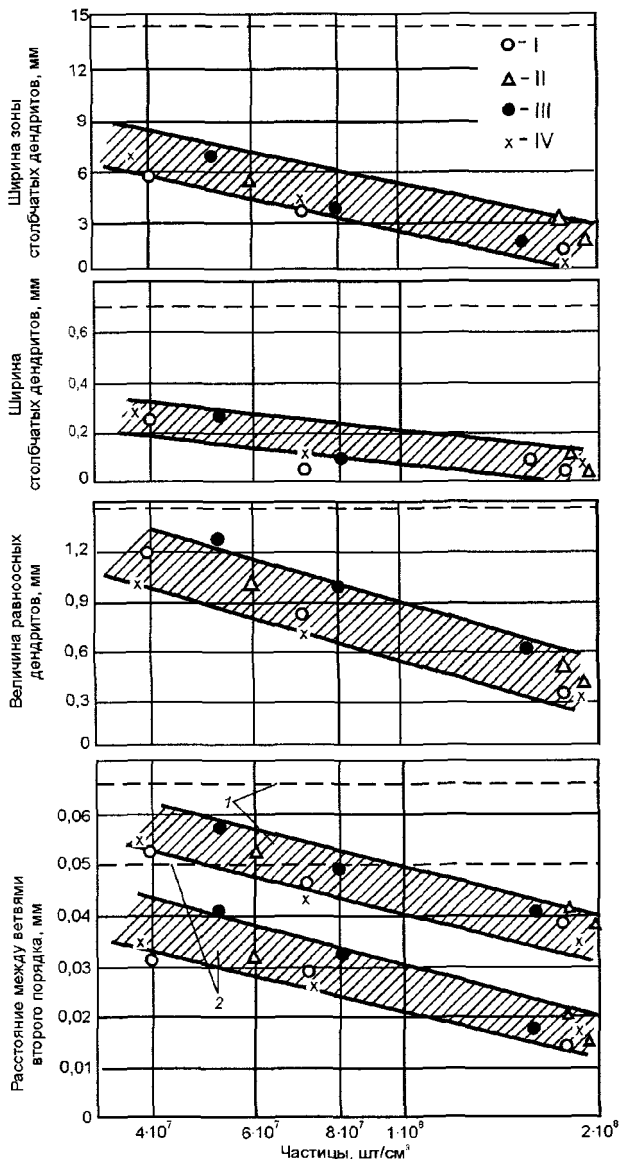


Рис. 5. Влияние добавок тугоплавких инокуляторов (ZrC, ZrN, TiC, TiN) на характеристики дендритной структуры стали 2X21N11B3Л в слитке диаметром 50 мм: 1 – в зоне равноосных дендритов; 2 – в зоне столбчатых дендритов по данным Ю.З. Бабаскина [12]

Во-первых, можно отметить разнообразие химического состава расплава отливок, подвергнутых микролегированию: рядовая углеродистая сталь, хромистая (X17, X28), марганцовистая (Г13), нержавеющая сталь марки X18N10Т и сплав «фехраль», содержащий значительные количества хрома и алюминия. По-видимому, для самых различных по составу марок стали можно подобрать микродобавки некоторых активных элементов, позволяющих регулировать показатели первичной литой структуры в желательном направлении.

Заслуживает упоминания тот факт, что размеры частиц инокуляторов (в частности, нитридов титана), зафиксированные металлографическими средствами в ходе проведенных исследований, изменяются в достаточно узких пределах – от 3–4 до 10–12 мкм [10–13].

Здесь уместно привести классификацию нитридов, основанную на обобщении металлографических наблюдений для стальных отливок [14], где объекты наблюдений разделяются по размерам на три группы. К первой группе отнесены частицы нитридов, имеющие правильную кристаллическую форму, размерами от 20 до 40 мкм, ко второй и третьей группам – частицы нитридов размерами 2–5 и 0,5–1 мкм соответственно.

По мнению авторов [14], образование нитридов первой группы (наиболее крупных) происходит на ранней стадии кристаллизации стали. Отметим, что данное заключение противоречит имеющимся экспериментальным данным. В частности, в опытах Ю.Г. Гуревича [15] показано возникновение скоплений нитридов титана (в виде плотной корочки), возникающих в ходе химической реакции, протекающей при температуре 1560–1600 °С, что на 80–120 °С превышает температуру ликвидуса исследованной стали. Особого внимания заслуживает отмеченное в работе [11] свойство необходимости строго выдерживать определенное количество вводимых микродобавок элементов для достижения желательного эффекта по

видоизменению первичной кристаллической структуры стальных отливок. Объяснение данного эффекта может быть связано с различными физическими явлениями в расплаве стали. К примеру, при образовании нитридов титана при повышенных температурах в плавильном агрегате размер частиц TiN может достигать 40–50 мкм [14, 15]. Частицы таких размеров отличаются высокой устойчивостью и при последующем снижении температуры не проявляют склонности к диссоциации (растворению). Попадание крупных частиц нитрида титана в межосные промежутки первичной литой структуры неизбежно создает локальные очаги избыточных деформаций и напряжений, что может привести к нарушению сплошности металла.

По-видимому, для достижения желательных технологических эффектов с использованием нитридов титана достаточно обеспечить в затвердевающем стальном слитке наличие частиц TiN размерами от 2 до 10 мкм, что и фиксировалось при металлографическом анализе улучшенной литой структуры [10–13].

Другой пример нежелательности «передозировки» легирующих добавок относится к работам [8, 9], где воздействие на показатели первичной кристаллической структуры отливок достигалось введением азота в расплав стали. Металлургами давно подмечено, что избыток азота приводит к снижению пластических характеристик стали, а в ряде случаев и к нарушению сплошности металла при последующей обработке давлением. В связи с этим выплавка стали сопровождается процедурами, способствующими предельно возможному снижению содержания азота в конечном продукте. Вместе с тем, азот является необходимым компонентом химической реакции, целью которой является получение тонкодисперсных частиц нитрида азота, применяемых при упрочнении ряда специальных сталей путем термообработки при температурах ниже 1100 °С [6].

Весьма убедительным выглядит использование нитридов титана для регулирования показателей кристаллической структуры отливок из хромоникелевых сплавов, продемонстрированное в исследованиях Ю.З. Бабаскина [12].

Таким образом, одной из актуальных задач микролегирования стали является разработка режимов обогащения расплава необходимым количеством активных элементов (титана, циркония, азота и др.), обеспечивающих образование необходимого количества инокуляторов (в частности, частиц нитрида титана), достаточных для достижения желаемого технологического эффекта и в то же время не представляющих опасности для стальных изделий на последующих стадиях переработки затвердевающих отливок.

При решении указанной задачи необходимо использовать закономерности классической термодинамики, обеспечивающие соблюдение материального баланса элементов, участвующих в химических реакциях образования частиц инокуляторов в расплаве стали на стадиях выплавки и разлива. Ниже приводится пример решения такой задачи для нитрида титана, основанный на использовании концепции К. Вагнера [16], позволяющей учесть взаимодействие атомов различных элементов расплава как основных легирующих компонентов сплава, так и нежелательных примесей (серы, фосфора).

В основе термодинамических расчетов лежит соотношение для приращения свободной энергии Гиббса (изобарного потенциала изучаемой системы) ΔG° для реакции формирования нитрида титана в соответствии с химической реакцией



в виде

$$\Delta G^\circ = \Delta H - T\Delta S = -RT \ln K, \quad (2)$$

где T — температура; ΔH и ΔS — приращения энтальпии и энтропии системы; K — константа равновесия химической реакции, представляющая собой отношение активностей продуктов реакции и ее исходных элементов:

$$K = \frac{a(\text{TiN})}{a(\text{Ti})a(\text{N})}$$

или при введении весовых концентраций исходных элементов [%Ti], [%N] и их коэффициентов активности f_{Ti} , f_{N} :

$$K = 1 / \{ [\% \text{Ti}] [\% \text{N}] f_{\text{Ti}} f_{\text{N}} \}, \quad (4)$$

где использовано предположение о том, что активность продукта реакции — нитрида титана (твердой фазы) равна единице. Последующий анализ осуществляется при использовании следующих предположений:

а) приращение свободной энергии Гиббса ΔG° для изучаемой химической реакции (1) считается известной функцией температуры, полученной на основании специальных экспериментов;

б) при расчетах коэффициентов активности f_{Ti} , f_{N} используется их зависимость от температуры, полученная экспериментальным путем для группы металлических расплавов на основе железа [17–22].

Так, для определения коэффициента активности азота используется формула Чипмэна–Корригана [19]:

$$\lg f_N = \left(\frac{3280}{T} - 0,75 \right) \sum_j e_N^j [\%j], \quad (5)$$

где e_N^j – параметры взаимодействия элемента (в данном случае азота) с другими компонентами расплава (j).

Для определения коэффициента активности титана нами используется формула теории квази-регулярных растворов, полученная в работе [20]:

$$\lg f_{Ti} = \frac{1873}{T} \frac{\mu - T}{\mu - 1873} \lg f_{Ti,1873}, \quad (6)$$

где эмпирический параметр μ имеет смысл температуры, при которой расплав металла соответствует условиям, предъявляемым к идеальным растворам, а коэффициенты $f_{Ti,1873}$ находятся из экспериментов при фиксированной температуре (1600 °С). В базовой работе Луписа–Эллиотта [20] значение параметра μ рекомендуется принимать равным 3000 К на основании обработки экспериментальных данных для некоторых легкоплавких металлов (Sn, Zn, Bi, Pb и ряда других). В более поздней работе [21] на основании обработки эмпирических данных для ряда сплавов на основе железа и никеля предлагается принимать в расчетах значение $\mu=7000$ К, что используется и в наших вычислениях.

Воспользуемся формулами (5) и (6) для определения коэффициентов активности азота и титана для стали 08X18H10T, химический состав которой включает 0,08% С, 18% Cr, 10% Ni и 0,6% Ti.

Параметры взаимодействия элементов e_i^j в расплаве принимаем на основе эмпирических данных [17, 18, 22]:

$$\begin{aligned} e_N^C &= 0,123, & e_{Ti}^N &= -3,33, \\ e_N^{Cr} &= -0,047, & e_{Ti}^{Cr} &= 0,024, \\ e_N^{Ni} &= 0,01, & e_{Ti}^{Ni} &= -0,02, \\ e_N^{Ti} &= -0,97, & e_{Ti}^{Ti} &= 0,05. \end{aligned}$$

С использованием указанных параметров взаимодействия получим расчетные соотношения для определения коэффициентов распределения азота и титана:

$$\lg f_N = -2414,61 + 0,5521 T - 3181,6 [\%Ti] + 0,7275 T [\%Ti], \quad (7)$$

$$\lg f_{Ti} = (7000 - T)(0,08475 - 1,2165 [\%N] + 0,01827 [\%Ti]). \quad (8)$$

Преобразуем базовое соотношение (2) к виду

$$\Delta G^\circ = RT \ln \{ [\%Ti] [\%N] \} + RT (\ln \{ f_{Ti} \} + \ln \{ f_N \}),$$

или, используя известные соотношения:

$$R = 1,986 \text{ кал/моль} \cdot \text{К} \quad \text{и} \quad \ln F = 2,3035 \lg F,$$

$$\frac{\Delta G^\circ}{4,575} = T \lg \{ [\%Ti] [\%N] \} + T \lg \{ f_{Ti} \} + T \lg \{ f_N \}. \quad (9)$$

Приращение изобарного потенциала ΔG° в зависимости от температуры примем на основании эмпирических данных [22]:

$$\Delta G^\circ = -72265 + 27,1 T \text{ (кал/моль)}. \quad (10)$$

Подставляя в формулу (9) соотношения (7), (8) и (10) и разрешая полученное выражение относительно температуры, получаем:

$$T = \frac{13974 - 8514,64 [\%N] - 3053,71 [\%Ti]}{5,4561 - 1,2165 [\%N] - 0,7092 [\%Ti] - \lg \{ [\%N] [\%Ti] \}}. \quad (11)$$

Соотношение (11) связывает между собой температуру и концентрации титана и азота, растворенных в изучаемом сплаве (сталь марки 08X18H10T), при которых возможно самопроизвольное течение реакции образования нитрида титана в соответствии с формулой (1).

Графики рис. 6 дают представление относительно полученной зависимости при некоторых фиксированных значениях концентрации азота (от 0,01 до 0,005%). Горизонтальные прямые на рисунке отмечают расположение линий ликвидуса ($T_{лик} = 1720\text{K}$) и солидуса ($T_{сол} = 1690\text{K}$) стали X18N10T согласно справочным данным [23].

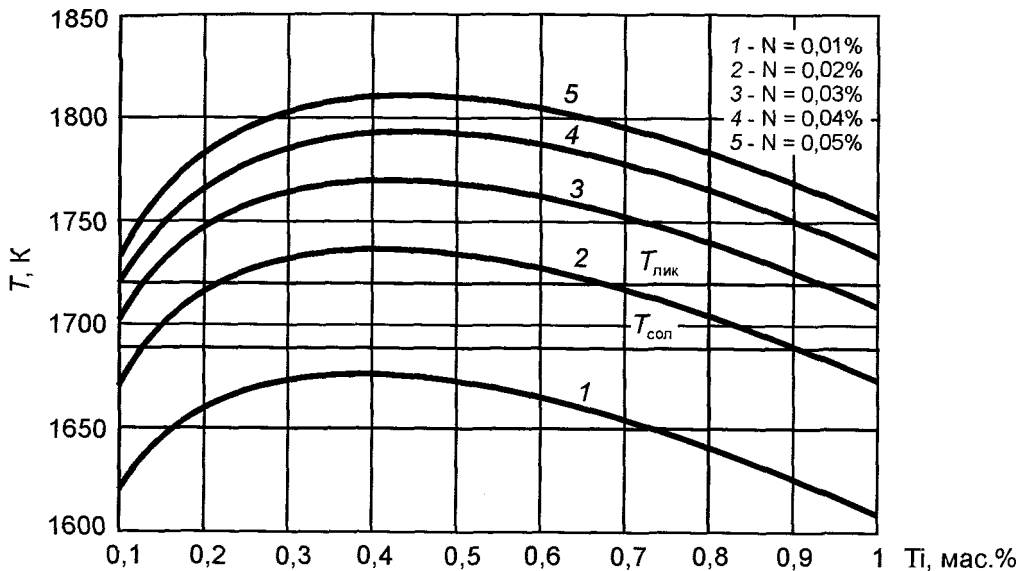


Рис. 6. Результаты расчетного определения температуры начала формирования нитридов титана в расплаве стали 08X18N10T в зависимости от количества титана и азота, участвующих в реакции (1) образования TiN

Из рисунка видно, что возникновение нитридов титана термодинамически оправдано для трех видов агрегатного состояния изучаемой стали: полностью жидкого ($T > T_{лик}$), полностью твердого ($T < T_{сол}$) и двухфазной зоны, где протекает процесс кристаллизации стали ($T_{сол} < T < T_{лик}$).

Достаточно очевидно, что характер частиц нитрида титана, возникающих в трех отмеченных зонах, должен существенно различаться по своим размерам и влиянию на технологические показатели полностью затвердевшей стали. Возникновение части TiN в плавильной печи протекает в течение достаточно большого промежутка времени (десятки минут) при повышенных температурах, что способствует формированию кристаллов нитрида титана крупных размеров (десятки мкм). Растворение (диссоциация) таких кристаллов при последующем остывании протекает медленно и в конечном продукте (литой заготовке) можно ожидать присутствия весьма тугоплавких ($T_{пл} = 2950\text{ }^\circ\text{C}$) и относительно крупных неметаллических включений TiN, вызывающих охрупчивание литой стали и склонность к трещинообразованию металла, что нередко фиксируется в производственных условиях.

В пределах двухфазной зоны кристаллизации заготовок ($T_{сол} < T < T_{лик}$) размер возникающих частиц TiN определяется длительностью пребывания металла в твердожидком состоянии и, как правило, не превышает 3–10 мкм. По-видимому, наличие частиц нитрида титана указанной дисперсности оказывается достаточным для торможения роста столбчатых кристаллитов и в то же время не приводит к существенному снижению пластичности стали и склонности к нарушению сплошности металла.

Из рис. 6 следует, что выделение нитридов титана в принципе возможно и в полностью затвердевшей стали (при $T < T_{сол}$). В исследованиях М.И. Гольдштейна [6] показано, что термообработка стали, содержащей легирующие добавки (ванадия, циркония, ниобия и др.), приводит к существенному упрочнению стали за счет выделения высокодисперсных частиц размерами 20–50 Å при температурах ниже 1100 °C.

Таким образом, результаты выполненного термодинамического анализа относительно возможности образования частиц нитрида титана в расплаве стали находятся в соответствии с имеющейся классификацией нитридов титана, базирующейся на обобщении производственных данных металлографического анализа [14]. Вместе с тем, из рисунка можно сделать достаточно определенное заключение относительно таких условий формирования частиц нитрида титана в литой стали, которое может оказать положительное влияние на основные показатели кристаллической структуры литых заготовок (протяженность зоны столбчатых кристаллов, расстояние между вторичными ветвями дендритов) и в то же время не сопровождается нежелательным охрупчиванием литой стали и склонностью к трещинообразованию. К таким (рекомендуемым) условиям микролегирования литой стали нитридами титана следует отнести введение лигатуры, содержащей необходимые элементы, непосредственно в затвердевающий слиток, либо в промежуточный ковш, используемый при непрерывной разливке стали.

При таком введении лигатуры следует ожидать возникновения достаточно тонкодисперсных частиц TiN, препятствующих избыточному развитию столбчатых дендритов. Определенный интерес представляет наличие экстремума на кривых распределения температуры превращения относительно содержания титана: видно, что максимум температуры приходится на концентрацию 0,40–0,45% Ti. В связи с этим представляется целесообразным осуществить контроль технологических показателей стали X18N10T при несколько сниженном содержании титана: 0,40–0,45% вместо стандартных 0,60% Ti.

Сохранение технологических свойств стали X18N10T на необходимом уровне при уменьшенном на 25–30% содержании титана может принести ощутимый экономический эффект за счет снижения расхода титаносодержащей лигатуры при выплавке стали.

Литература

1. Стальной слиток. В 3-х т. Т.1. Управление кристаллической структурой / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова и др.; Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Беларуская навука, 2000.
2. Стальной слиток. В 3-х т. Т.2. Затвердевание и охлаждение / Ю.А. Самойлович, В.И. Тимошпольский, И.А. Трусова, В.В. Филиппов; Под общ. ред. В.И. Тимошпольского, Ю.А. Самойловича. Мн.: Беларуская навука, 2000.
3. Ламухин А.М., Зиборов А.В., Имгрунт В.Я. и др. Результаты испытания системы мягкого обжатия непрерывнолитого сляба с жидкой сердцевиной // Сталь. 2002. № 3. С. 57–59.
4. Машины непрерывного литья заготовок / Л.В. Буланов, Н.А. Юровский, А.А. Смирнов. Екатеринбург, 2004.
5. Гольдштейн Я.Е. Микролегирование стали и чугуна. М.; Свердловск, 1959.
6. Гольдштейн М.И., Гринь А.В., Блюм Э.Э., Панфилова Л.М. Упрочнение конструкционных сталей нитридами. М., 1970.
7. Неймарк В.Е. Модифицированный стальной слиток. М., 1977.
8. Самарин А.М., Королев М.Л., Паисов И.В. Влияние азота на хромосодержащие стали // Металлург. 1938. № 11. С. 80–84.
9. Королев М.Л. Азот как легирующий элемент стали. М., 1961.
10. Малиночка Я.Н., Близнюкова Л.А., Балакина Л.А. и др. О влиянии инокуляторов на кристаллизацию и структуру стального слитка // Проблемы стального слитка. Т. 7. М., 1978. С. 47–49.
11. Крещановский Н.С., Хенкин М.Л., Земмеринг М.Н. Пути повышения механических свойств стального литья // Термическая обработка и свойства литой стали. М., 1955. С. 88–116.
12. Бабаскин Ю.З. Структура и свойства литой стали. Киев, 1980.
13. Браун М.П., Денисевич Е.А., Винокур Б.Б. Микролегирование стали 25X2ГМЛ // Литейное производство. 1970. № 1. С. 15–16.
14. Виноград М.И., Громова Г.П. Включения в легированных сталях и сплавах. М., 1971.
15. Гуревич Ю.Г. Взаимодействие титана с азотом и углеродом в жидкой стали // Изв. вузов. Черная металлургия. 1960, № 6. С. 59–67.
16. Вагнер К. Термодинамика сплавов. М., 1957.
17. Эллиотт Дж.Ф., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов. М., 1969.
18. Sigworth G. K., Elliott J.F. // The Thermodynamics of Liquid Dilute Iron Alloys. Metal Science. 1974. V. 8. P. 298–310.
19. Chipman J., Corrigan D. Prediction of the Solubility of Nitrogen in molten Steel // Trans. of the Metall. Society of AIME. 1965. V. 233. N 7. P. 1249–1252.
20. Lupis C.H.P., Elliott J.F. Prediction of Enthalpy and Entropy Interaction coefficients by the «Central Atoms» Theory // Acta Metallurgica. 1967. V. 15. N 2. P. 265–276.
21. Островский О.И., Стомахин А.Я., Григорян В.А. Термодинамические свойства расплавов на основе железа и никеля // Металлы. 1977. № 1. С. 81–85.
22. Юнаков В.И., Тужиков В.Ф., Шереметьев В.А. и др. Взаимосвязь процессов формирования слитка с загрязненностью металла неметаллическими включениями в условиях переплавных процессов // Теория металлургических процессов. М., 1972. Вып. 1. С. 170–190.
23. Островский О.И., Григорян В.А., Вишкарёв А.Ф. Свойства металлических расплавов. М., 1988.