

13. Юмашева Е.И. Опыт реконструкции панельной «пятиэтажки» в Санкт-Петербурге // Строительные материалы. - 1997. - № 3, С 5.
14. Соловьев В.Е. Опыт санации пятиэтажек в Германии // Строительные материалы, оборудование, технологии XXI века. – 2002. - № 8, С.28-29.
15. Разумова О.В., Основные направления реконструкции жилья (Анализ основных направлений реконструкции жилых домов первых массовых серий)// Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. науч. трудов. Вып. 15., – Днепропетровск, ПГАСА, 2002. С. 82-88.
16. Булгаков С.Н. Реконструкция жилых домов первых массовых серий и малоэтажных зданий. – М.: РААСН, 2001., с. 263.
17. Жербин М.М., Большаков В. И., Разумова О.В., Основы формования стальных каркасов многоэтажных и высотных зданий // – Дн-ск, ПГАСиА, 2004., – 132с.

УДК 669.14.292

ВОЗМОЖНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АЛЬТЕРНАТИВНЫХ СИСТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ПРОКАТА СТРОИТЕЛЬНОГО И ТРАНСПОРТНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

*В.И. Большаков, д.т.н., проф.; О.В. Узлов, к.т.н., доц.; Д.С. Зотов, студ.
Днепропетровская государственная академия строительства и архитектуры,
г. Днепропетровск*

Постановка проблемы. В настоящее время в общемировом масштабе все острее становится проблема получения новых материалов обладающих повышенным комплексом механических и эксплуатационных характеристик при условии невысокой стоимости. Необходимость использования качественно новых материалов связана с интенсификацией режимов работы разных машин и механизмов, ужесточения режимов эксплуатации транспортных машин. Снижение себестоимости тонны стали на сегодняшний день задача трудноразрешимая. В условиях роста мировых цен на ферросплавы, железнорудное сырье, энергоносители и транспорт снижение себестоимости тонны стали при условии обеспечения повышенного комплекса свойств становится поистине нетривиальной задачей. Данная проблема нашла свое отражение в «Политике развития металлургической отрасли Китая» принятой правительством Китая в 2005 г. В разделе VII данного документа на примере закладной арматуры для железобетонных конструкций показано, как применение стали с более высоким комплексом свойств ($\sigma_{T\geq 400}$ МПа) позволяет снизить вес конструкций на 15% и снизить потребление металла на 15 млн. тонн в год. Снижение массы конструкций (массы тары для транспорта) критически важно в случае разработки грузовых вагонов нового поколения т.к. позволяет добиться существенной экономии средств в процессе эксплуатации (порядка 10 тыс. грн./год на каждые 100 кг веса вагона по оценкам УЗ) и делает использование вагонов нового поколения весьма рентабельным.

Получение новых высокопрочных ($\sigma_{T\geq 390}$ МПа) марок сталей на сегодняшний день невозможно без использования новых систем легирования. В России полагается использовать системы легирования типа ХСНД (ХНДП) и ГФД. Для украинских производителей высокопрочного проката использование сталей с такими системами легирования является нерентабельным т.к. на территории Украины отсутствуют месторождения никеля и ванадия, что делает производство грузовых вагонов нового поколения для российского рынка из сталей с системами легирования типа ХСНД (ХНДП) и ГФД экономически нерентабельным. Одним из возможных альтернативных вариантов является использование системы Al+Ti+N (АТЮ) позволяющей получить высокий комплекс механических и эксплуатационных свойств при незначительном повышении себестоимости тонны жидкой стали. Микролегирование Al+Ti+N приводит к формированию в структуре стали труднорастворимых карбонитридов титана Ti(C,N) и нитридов алюминия AlN. Эти частицы эффективно измельчают зерно стали в горячекатаном состоянии, что позволяет получить наряду с высокими показателями прочности удовлетворительные характеристики вязкости при отрицательных температурах. При термической обработке стали микролегированной системой Al+Ti+N, частицы карбонитридов титана и нитридов алюминия служат эффективными центрами зарождения реек интрагранулярного игольчатого феррита. Структура интрагранулярного игольчатого феррита в стали позволяет получить еще более высокий комплекс механических свойств при невысоких затратах на легирование и термическую обработку. Особенности формирования структурного состояния и получаемый комплекс свойств сталей микролегированных Al+Ti+N рассмотрен далее.

В данной работе было проведено исследование сталей микролегированных нитридообразующими элементами (плавки №№ 166908 и 166215) химический состав которых представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав исследованных сталей

№ плавки	Массовая доля элементов, %										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	N
166908 опытная	0,19	0,63	0,28	0,015	0,014	0,18	0,13	0,20	0,029	0,003	0,019
166215 опытная	0,20	0,71	0,3	0,016	0,010	0,22	0,13	0,18	0,028	0,016	0,018
166406 серийная	0,17	0,50	0,25	0,018	0,009	0,18	0,19	0,15	0,034	0,001	0,007

При исследовании протекания бейнитного превращения в этих сталях было установлено, что морфология бейнита меняется с пакетной на, преимущественно, интрагранулярную (плавки №№ 166908 и 166215), в то же время в стали нелегированной нитридообразующими элементами (плавка № 166406) наблюдалась в основном пакетная морфология бейнита.

Типичная структура интрагранулярного бейнита (игольчатого феррита) наблюдаемая в исследованных сталях представлена на рис. 1.

При исследовании структуры игольчатого феррита в сталях плавки №№ 166908 и 166215 было установлено, что основными центрами зарождения игл интрагранулярного бейнита служат частицы нитридов алюминия (AlN), карбонитридов титана (Ti(C,N)), а также комплексные соединения типа AlN+Ti(C,N) и AlN+Ti(C,N)+MeS.

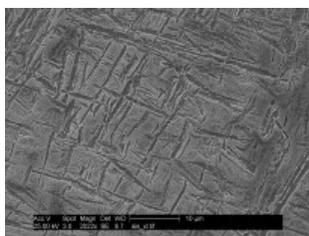


Рис. 1. Структура интрагранулярного бейнита (игольчатого феррита) полученная в исследованных сталях, сканирующий электронный микроскоп, x 3000.

На рис. 2а представлена типичная комплексная частица типа AlN+Ti(C,N) служащая центром зарождения одновременно нескольких игл интрагранулярного бейнита, а на рис. 2б представлен энергетический спектр данной частицы, характеризующий ее химический состав

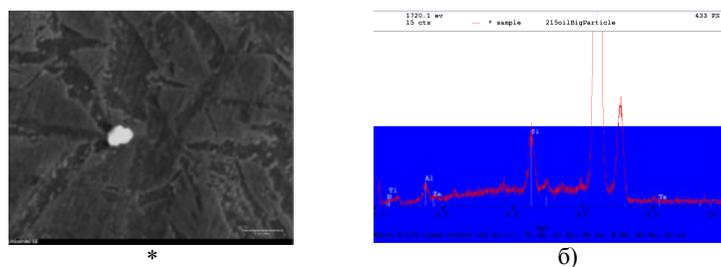


Рис. 2 а) Комплексная частица Ti(C,N)+AlN служащая центром зарождения не менее чем пяти игл интрагранулярного бейнита, сканирующий электронный микроскоп, x 8500; б) Энергетический спектр данной комплексной частицы.

В результате исследований было установлено, что наиболее эффективными частицами для зарождения игольчатого феррита являются частицы имеющие размеры от 500 нм до 1,5 мкм. Более крупные частицы (от 2 до 10-12 мкм), встречающиеся в стали, не служат эффективными центрами зарождения игл бейнита вследствие малого количества и некогерентности крупных частиц с аустенитной матрицей. Типичный линейный размер игл интрагранулярного бейнита около 10 мкм при диаметре около 1 мкм, что вполне соответствует литературным данным [1].

Более мелкие частицы (от 10 до 500 нм) нитрида алюминия и карбонитрида титана, а также комплексные частицы также играют важную роль в процессе формирования структуры и свойств стали. Они эффективно измельчают ферритное зерно (так в исследованных сталях размер ферритного зерна соответствует 9-10 баллу) и аустенитное зерно. Наличие таких частиц в стали позволяет проводить высокотемпературную обработку стали без опасности чрезмерного роста аустенитного зерна и последующего ухудшения комплекса механических свойств. В исследованных сталях карбонитриды титана типа Ti(C,N) представлены частицами трех видов. Первым являются достаточно крупные частицы карбонитрида титана Ti(C,N) со средними размерам около 6 мкм (вплоть до 10 мкм), типичная такая частица представлена на рис. 3 а)

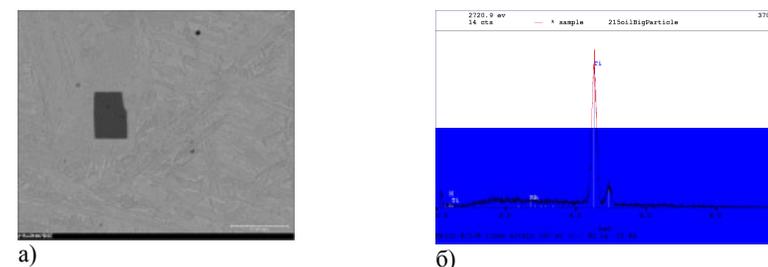


Рис. 3 а) Типичная частица Ti(C,N) в исследованной стали (плавка № 166215) x2500, б) EDX спектр данной частицы.

По форме эти частицы стремятся к правильной прямоугольной форме. Эти частицы четко различимы с помощью оптической микроскопии и имеют характерный для карбонитридов титана розовый цвет. Второй тип частиц карбонитрида титана достаточно сложно охарактеризовать т.к. в исследованных плавках стали, он практически не встречается в чистом виде, а лишь в виде комплексных соединений типа: Ti(C,N) + AlN; Ti(C,N) + AlN+MeS и даже Ti(C,N) + AlN + CrN. Поэтому весьма сложно судить о размерах и структуре данных частиц, однако EDX анализ дает четкие пики титана и можно предположить, что в сердцевине таких комплексных соединений присутствует карбонитрид титана (см. рис. 4). Результирующий размер комплекса лежит в пределах от 100-150 нм до 1-2 мкм.

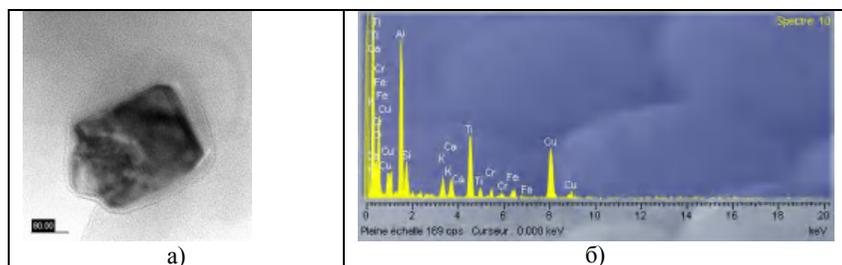


Рис. 4 Комплексная частица $Ti(C,N) + AlN$, $x 120\ 000$; б) EDX спектр данной комплексной частицы.

Третий тип частиц карбонитрида титана разрешается лишь с помощью электронной микроскопии и при больших увеличениях и наиболее четко виден на экстракционных репликах. Частицы $Ti(C,N)$ данного типа имеют практически совершенную кубическую форму и средний размер около 15-20 нм. Принимая во внимание малые размеры этих частиц, а также тот факт, что данные частицы достаточно часто наблюдаются совместно с частицами AlN , можно предположить, что частицы карбонитрида титана данного типа зарождаются и растут уже в твердом состоянии в нижнем температурном интервале формирования $Ti(C,N)$. Типичная частица $Ti(C,N)$ данного типа представлена на рис. 5

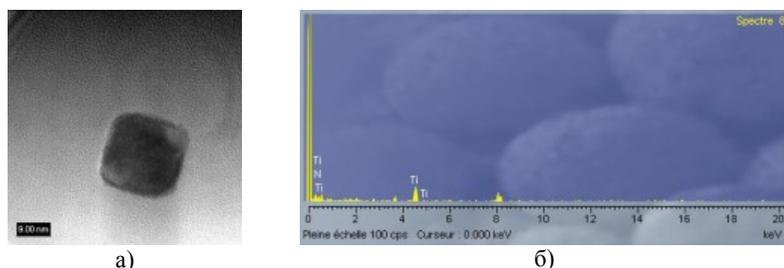


Рис. 5 а) Типичная частица $Ti(C,N)$ третьего типа, углеродная реплика, $x 800\ 000$; б) EDX спектр данной частицы.

Согласно литературным данным [12, 13] для нитрида титана TiN характерна ГЦК решетка. В ходе исследований были исследованы около 20 частиц $Ti(C,N)$ первого типа (размерами 4-6 мкм) и около 20 частиц третьего типа (размерами 10-20 нм). Результат во всех случаях сходен. Т.о. однозначно установлено, что в исследованной стали присутствуют карбонитриды титана имеющие ГЦК решетку. В ходе исследования сталей было установлено, что нитриды алюминия выделяются как в виде отдельных частиц, стремящихся к вытянутой гексагональной форме так и в виде комплексных выделений типа

$AlN+Ti(C,N)$, $AlN+Ti(C,N)+MeS$, $AlN+MeS$ в основном неправильной формы. Первый тип частиц нитрида алюминия (отдельные частицы) имеют правильную форму и размеры от 40 до 200 нм (некоторые до 500 нм), однако большая часть таких частиц имеет размеры в пределах 60-100 нм, такие частицы представлены на рис. 6

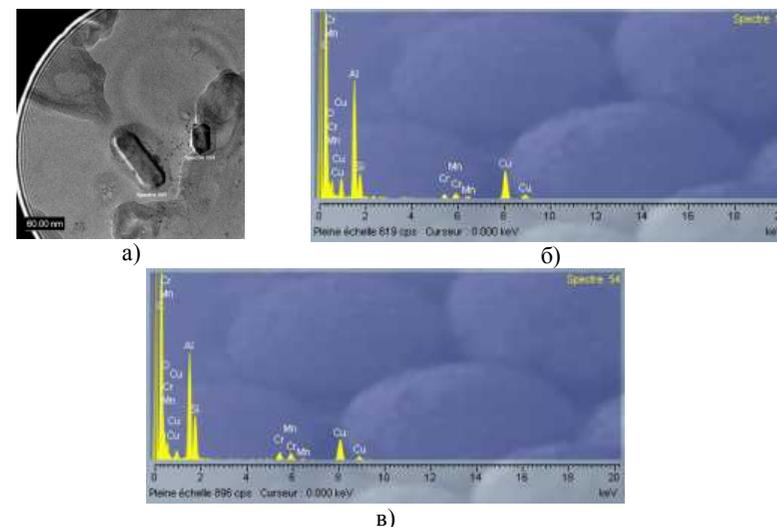


Рис. 6. а) Две частицы AlN , крупные частицы такого типа наиболее часто наблюдались при исследованиях, $x 280\ 000$; б), в) EDX спектры этих частиц.

Также следует отметить, что наряду с частицами размерами 80-100 нм, достаточно часто наблюдались более мелкие частицы AlN с размерами около 40-60 нм, типичная такая частица представлена на рис. 7.

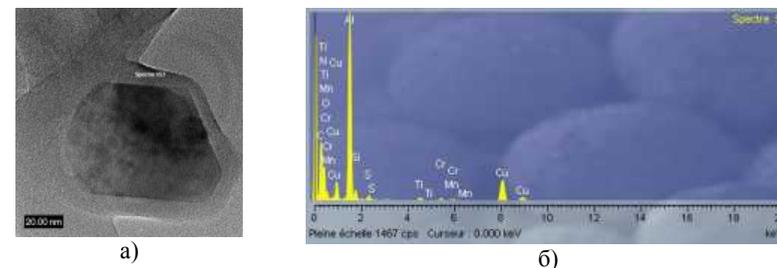


Рис. 7. а) Типичная частица AlN наблюдаемая в исследованной стали, $x 150\ 000$; б) EDX спектр этой частицы.

Представленные EDX спектры позволяют с высокой достоверностью идентифицировать данные частицы как нитрид алюминия AlN . Однако из

анализа литературных данных следует, что нитрид алюминия в сталях может иметь как гексагональную (вюрцит) так и кубическую (NaCl) кристаллическую решетку.

Используя обратное Фурье преобразование можно с достаточной точностью вычислить межплоскостное расстояние для данного типа AlN. Основываясь на полученных данных, и используя базу данных параметров решетки и интенсивности линий кристаллических материалов JCPDS [13] можно однозначно идентифицировать данную частицу AlN как имеющую гексагональную кристаллическую решетку с классом симметрии R63mc, и параметрами кристаллической решетки: $a=b=0,311$ нм, $c=0,4979$ нм.

По сходной методике было исследовано около 40 частиц нитрида алюминия AlN на образцах двух плавов исследованной стали и во всех случаях было обнаружено, что частицы нитрида алюминия, независимо от размеров имеют ГП решетку типа вюрцита.

В то же время достаточно часто в обеих плавках наблюдались выделения комплексного характера, как, например, представленное на рис. 8

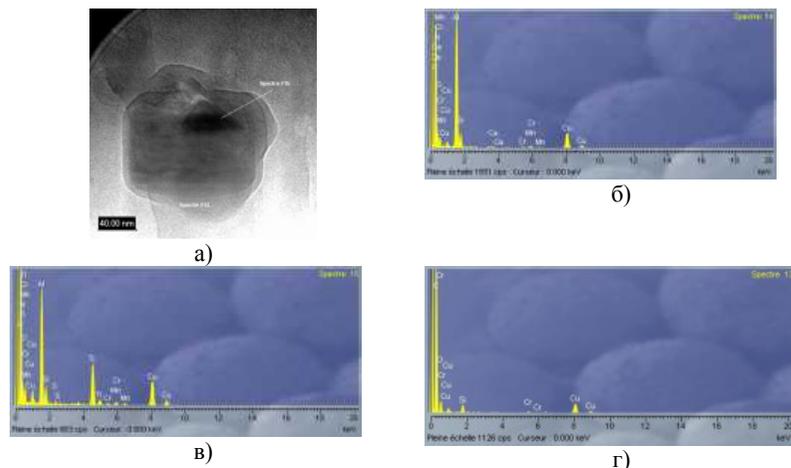


Рис. 8. а) Комплексное соединение $AlN+Ti(C,N)$; $\times 600\ 000$; б) EDX спектр частицы AlN; в) EDX спектр частицы $Ti(C,N)$; г) EDX спектр углеродной реплики.

Однако, следует отметить, что комплексные соединения нитрида алюминия (в основном вместе с карбонитридом титана) в исследованной стали имели различные размеры, при исследовании встречались как относительно мелкие (см. рис. 8) так и относительно крупные (см. рис. 2 а). При более детальном исследовании таких комплексных выделений было установлено, что большей частью такие комплексные частицы представляют собой конгломерат нитрида алюминия (AlN) с гексагональной кристаллической решеткой и карбонитрида титана $Ti(C,N)$ с ГЦК решеткой. Подобное комплексное выделение представлено на рис. 9

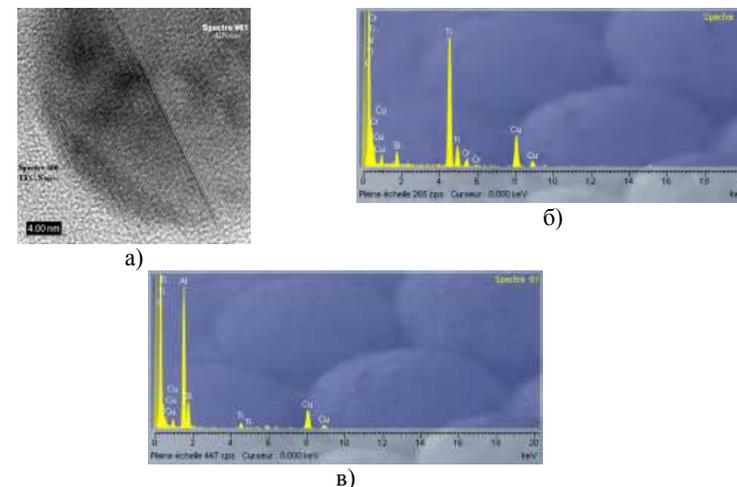


Рис. 9. а) Комплексная частица $Ti(C,N)+AlN$, $\times 800\ 000$; б) EDX спектр частицы $Ti(C,N)$ (ГЦК); в) EDX спектр частицы AlN (ГП);

В данном случае, очевидно, происходит гетерогенное зарождение частицы нитрида алюминия на ранее образовавшейся частице карбонитрида титана.

Т.о. в исследованной стали наблюдаются частицы нитрида алюминия AlN имеющие ГП решетку (типа вюрцита). Частицы нитрида алюминия наблюдаются как в виде отдельных выделений так и входящими в состав комплексных выделений типа $AlN+Ti(C,N)$; $AlN+Ti(C,N)+MeS$; $AlN+MeS$. По размерам выделения нитрида алюминия различаются весьма существенно: самостоятельные частицы нитрида алюминия имеют размеры от 40 до 200 нм, поэтому они, очевидно, являются эффективными упрочнителями стали, но, очевидно, не являются эффективными центрами зарождения игл интрагранулярного бейнита при распаде переохлажденного аустенита, вследствие малых размеров. Частицы нитрида алюминия входящие в состав комплексных соединений, как правило, имеют сложную геометрическую форму, что, очевидно, связано с зарождением этих частиц на уже существующих частицах карбонитрида титана. Также сложно судить о размере частиц нитрида алюминия входящих в состав комплексных выделений, т.к. при исследованиях конечного конгломерата частиц выделить нитрид алюминия визуально достаточно сложно и о его присутствии в ряде случаев можно судить лишь по данным EDX анализа. Размеры комплексных частиц различны и варьируются от 20 нм до 5 мкм. Однако, следует отметить, что наибольшее количество таких комплексных соединений имеет размеры от 500 нм до 2 мкм., и, очевидно, именно комплексные выделения частиц содержащих AlN(ГП) с такими размерами и служат эффективными центрами зарождения игольчатого феррита при распаде переохлажденного аустенита при протекании бейнитного превращения в исследованной стали.

При данной системе легирования (см. таблицу 1) структура игольчатого феррита может быть получена при охлаждении со скоростями 30-45 0С/с. проката сечением до 12 мм, однако температуру аустенитизации следует несколько повышать (до 1050- 1150 0С) чтобы размеры аустенитного зерна в стали несколько выросли, и формирование интрагранулярного бейнита было более предпочтительным по сравнению с пакетным. Для исследования комплекса механических свойств заготовки вырезались из квадрата 60 мм, затем подвергались термической обработке. Испытания механических свойств проводились на продольных и поперечных образцах, исследования ударной вязкости проводились на продольных образцах. Результаты механических испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2

Механические свойства низколегированной конструкционной стали со структурой интрагранулярного бейнита.

Плавка №	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	φ , %
Продольные образцы				
166908	589	807	21,7	42,7
166215	628	873	21,8	38,9
Поперечные образцы				
166908	555	764	13,5	22,8
166215	665	893	14	28,6

Следует отметить, что относительно низкие значения относительного удлинения (δ_5) являются характерными для сталей с карбонитридным упрочнением [14]. Кривая ударной вязкости (с U-образным надрезом) исследованных сталей для фасонного проката представлена на рис. 10, там же для сравнения представлена ударная вязкость стали 16Г2САФ после различных обработок [14].

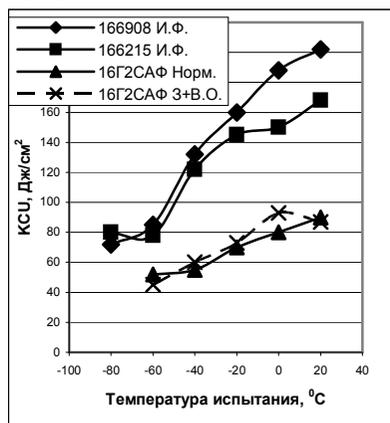


Рис. 10. Кривые ударной вязкости сталей с карбонитридным упрочнением после различных обработок

Выводы

В данной работе было показано, что предлагаемая система легирования Al+Ti+N приводит к существенному повышению комплекса механических свойств в горячекатаном состоянии, позволяет получить структуру интрагранулярного игольчатого феррита в термообработанном состоянии. Структура интрагранулярного игольчатого феррита в стали позволяет получить сочетание высоких прочностных показателей ($\sigma_T \geq 550$ МПа) и высоких значений ударной вязкости при отрицательных температурах ($KCU^{80} \geq 35$ Дж/см²). При этом повышение себестоимости тонны стали за счет легирования и термической обработки остается на приемлемом уровне и делает выпуск литья и проката рентабельным в условиях Украины. Применение системы Al+Ti+N обеспечивает полное связывание структурно-свободного азота в стойкие нитриды и карбонитриды и исключает возможность протекания процессов старения в стали.

Таким образом, на основании всего вышеизложенного можно заключить, что применение сталей микролегированных Al+Ti+N является одним из перспективных путей повышения комплекса свойств и сохранения конкурентноспособности в реалиях Украины. Применение данных сталей, в частности, в строительстве и машиностроении позволит получить высокий комплекс свойств при невысокой себестоимости тонны стали.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА:

1. H.K.D.H. Bhadeshia Bainite in Steels, Sec. Ed., The University Press, Cambridge, 2001
2. Ricks R.A., Howell P.R., Barrite G.S. Journal of Material Science 17 (1982) 732-740
3. S.S.Babu, H.K.D.H. Bhadeshia Materials Transactions, JIM, Vol. 32, No 8 (1991), pp. 679-688
4. Strangwood M., Bhadeshia H.K.D.H. Solid-Solid Phase Transformation, Institute of Metals, ed. G.W. Lorimer, London (1988) pp.820-827
5. Gregg M., Bhadeshia H.K.D.H. Metallurgical Transactions A 25 (1994) pp. 1603-1611
6. Gregg M., Bhadeshia H.K.D.H. Acta Metallurgica et Materialia 42 (1994) pp. 3321-3330
7. Mori N., Homma H., Ohkita S., Wakabayashi M., International Institute of Welding, Document IX-1196-80 (1980)
8. Horii Y., Ohkita S., Wakabayashi M., Namura M., Nippon Steel Technical Report, Nippon Steel Company, Japan (1986) pp. 1-9
9. Horii Y., Wakabayashi M., Ohkita S., Namura M., Nippon Steel Technical Report No 37, Nippon Steel Company, Japan (1988) pp. 1-9
10. Okabe R., Koshizuka N., Tanaka M., Katamine A., San-Nomiya Y., Trans. ISIJ 23 (1983), p.390
11. Ito Y., Nakanishi M., International Institute for Welding Document XII-113-75 (1975)
12. Munster A., Sagel K., Electrochem., 1953, Bd 57, Nr. 7, S. 571
13. JCPDS, CAS: 12033-66-8, ICDD database 2003
14. Ю.И. Матросов, Д.А. Литвиненко, С.А. Голованенко Сталь для магистральных трубопроводов, Москва, Металлургия, 1989, 288 с.