

УДК: 669.15-194.001.5

И.Г.Узлов, О.В.Узлов, А.В.Пучиков, Ж.А.Дементьева, Е.Е.Нефедьева

НОВЫЕ НАУЧНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ПО СОЗДАНИЮ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ШИРОКОГО ПРИМЕНЕНИЯ

Показана возможность получения новых недорогих материалов, обладающих высоким комплексом механических и эксплуатационных характеристик. Показано, что использование системы легирования Al+Ti+N позволяет получить высокий комплекс механических и эксплуатационных характеристик. Исследованы особенности формирования структурного состояния сталей, микролегированных нитридообразующими элементами.

Современное состояние вопроса. 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. Так, в принятой 18.06.2008г. «Стратегии развития железнодорожного транспорта России до 2030г.» предусматривается повышение скорости доставки грузов на 26%, повышение грузооборота в 1,7 раза за счет значительного повышения нагрузки на ось и увеличения скорости движения грузовых составов, увеличение срока эксплуатации вагонов и увеличение нормативов межремонтного пробега грузовых вагонов. Выполнение норм, заложенных в «Стратегии...», невозможно без использования качественно новых высокопрочных материалов с высокими показателями вязкости при пониженных температурах. В рамках «Стратегии...» предусмотрено строительство порядка 996000 грузовых вагонов до 2030г., что делает эту продукцию массовой и вопросы себестоимости выходят на первый план. Эти положения непосредственно относятся и к Украине, железнодорожный транспорт которой входит в единую систему железнодорожных перевозок стран СНГ и Балтии. В этой системе Российские железнодорожники определены головными по всем вопросам научно-технического развития.

В условиях роста мировых цен на ферросплавы, железнорудное сырье, энергоносители и транспорт снижение себестоимости тонны стали при непременном обеспечении повышенного комплекса свойств становится очень серьезной задачей. Данная проблема нашла свое отражение и в принятой правительством Китая в 2005г. «Политике развития металлургической отрасли Китая». 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 железнодорожного 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 100кг веса вагона по оценкам Укрзалізниці) и делает использование вагонов нового поколения весьма рентабельным.

Получение новых высокопрочных ($\sigma_{T} \geq 390$ МПа) сталей широкого применения на сегодняшний день невозможно без использования новых систем экономного легирования. В России, например для подвижного состава железных дорог взят курс на использование системы легирования типа ХСНД (ХНДП) и ГФД. Для украинских вагоностроителей использование сталей с такими системами легирования является нереальной т.к. Украина не располагает месторождениями никеля и ванадия. Это делает производство грузовых вагонов нового поколения для использования на дорогах стран СНГ и Балтии из сталей с системами легирования типа ХСНД (ХНДП) и ГФД экономически нерентабельным. Чтобы не утратить свои позиции крупного поставщика подвижного состава украинским вагоностроителям, необходимо использовать альтернативные системы экономного легирования и применение эффективных технологий упрочняющей обработки металлопродукции, обеспечивающих требуемый комплекс механических и эксплуатационных характеристик при невысокой стоимости тонны проката и литья. Одним из таких 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 заданные характеристики вязкости при отрицательных температурах [1,2]. При термической обработке стали, микролегированной системой Al+Ti+N, частицы карбонитридов титана и нитридов алюминия служат эффективными центрами зарождения реек интрагранулярного игольчатого феррита. Это структурное состояние стали позволяет получить еще более высокий комплекс механических свойств при невысоких затратах на легирование и термическую обработку.

Изложение основных материалов исследования. В данной работе было проведено исследование сталей, микролегированных нитридообразующими элементами (плавки №№ 166908 и 166215 химический состав которых представлен в табл.1.).

В процессе изучения 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 с низким содержанием азота (плавка № 166406) наблюдалась в основном пакетная морфология бейнита.

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

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

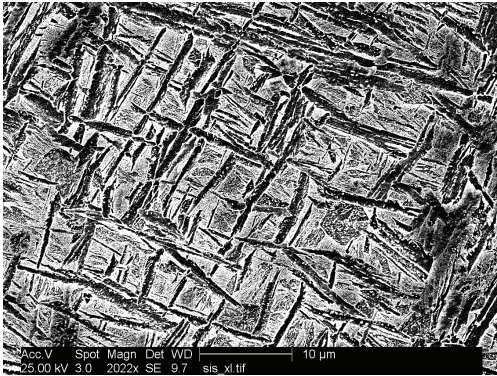


Рис.1. Структура интрагранулярного бейнита (игольчатого феррита) полученная в исследованных сталях (сканирующий электронный микроскоп, x3000)

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 $AlN+Ti(C,N)+MeS$. 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.

Было установлено, что наиболее эффективными частицами для зарождения игольчатого феррита являются частицы, имеющие размеры от 500 нм до 1,5 мкм. Более крупные частицы, встречающиеся в стали (от 2 до 10-12 мкм), не служат эффективными центрами зарождения игл бейнита вследствие малого количества и некогерентности крупных частиц с аустенитной матрицей. Типичный линейный размер игл интрагранулярного бейнита составляют около 10 мкм при диаметре около 1 мкм, что вполне соответствует литературным данным [3,4,5].

Более мелкие частицы (от 10 до 500 нм) нитрида алюминия и карбонитрида титана, а также комплексные частицы, играют важную роль в процессе формирования структуры и свойств стали. Они эффективно измельчают ферритное и аустенитное зерно (в исследованных сталях размер ферритного зерна соответствует 9-10 баллу). Наличие таких частиц в стали позволяет проводить высокотемпературную обработку стали без опасности чрезмерного роста аустенитного зерна и последующего ухудшения комплекса механических свойств.

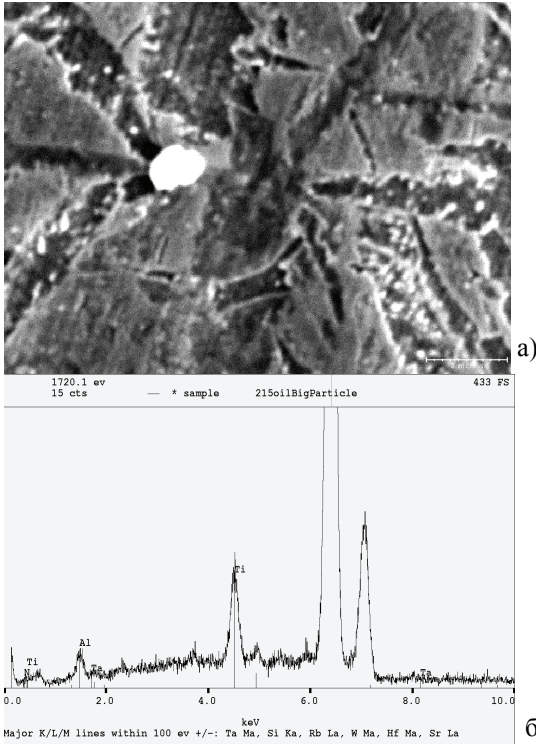


Рис.2. а) Комплексная частица $Ti(C,N)+AlN$ служащая центром зарождения не менее чем пяти игл интрагранулярного бейнита (сканирующий электронный микроскоп, $\times 8500$); б) энергетический спектр данной комплексной частицы

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 размерами около 6 мкм (вплоть до 10 мкм), типичная такая частица представлена на рис.3а.

По форме эти частицы стремятся к правильной прямоугольной форме. Они 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 (рис.4). Результирующий размер комплекса лежит в пределах от 100-150 нм до 1-2 мкм.

Третий тип частиц карбонитрида титана разрешается лишь с помощью электронной микроскопии 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.

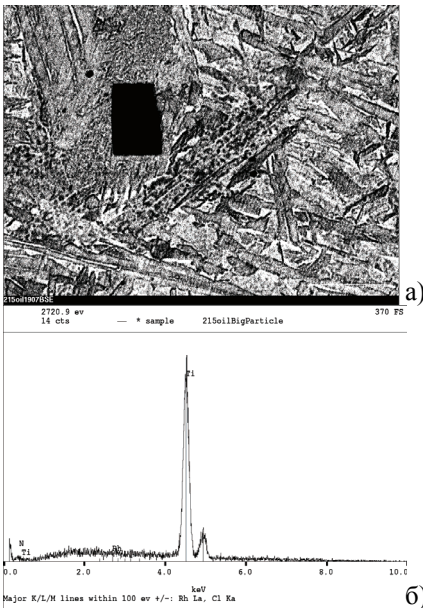


Рис.3. а) Типичная частица $Ti(C,N)$ в исследованной стали (плавка № 166215) $\times 2500$; б) EDX спектр данной частицы.

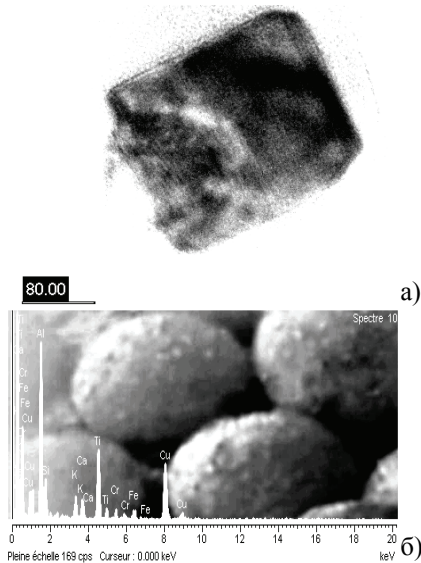


Рис.4. а) Комплексная частица $Ti(C,N) + AlN$ (просвечивающий микроскоп $\times 20000$); б) EDX спектр данной комплексной частицы

Согласно литературным данным [6, 7] для нитрида титана TiN характерна ГЦК решетка.

В ходе исследований было изучено 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. Однозначно установлено, что в исследованной стали присутствуют карбонитриды титана имеющие ГЦК решетку с параметрами, указанными в табл.2.

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 $\text{AlN}+\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, $\text{AlN}+\text{Ti}(\text{C},\text{N})+\text{MeS}$, $\text{AlN}+\text{MeS}$ 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.

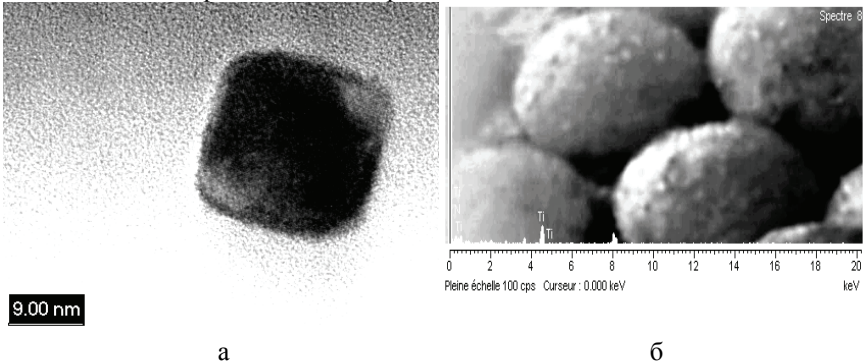


Рис.5. а) Типичная частица $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ третьего типа, углеродная реплика $\times 800000$; б) EDX спектр данной частицы

Таблица 2. Интенсивность линий и межплоскостное расстояние для $\text{TiN}_{\text{ГЦК}}$ [7]

Межплоскостное расстояние d_{hkl} Å	Интенсивность линии $I, \%$	Индексы плоскости		
		h	k	l
2,44917	72	1	1	1
2,12071	100	2	0	0
1,49967	45	2	0	0
1,27892	19	3	1	1
1,22449	12	2	2	2
1,06042	5	4	0	0
0,97305	6	3	3	1
0,94848	14	4	2	0
0,86577	12	4	2	2
0,81637	7	5	1	1

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.

Представленные EDX спектры позволяют с высокой достоверностью идентифицировать данные частицы как нитрид алюминия AlN . Однако из анализа литературных данных (табл.4) следует, что нитрид алюминия в

сталих 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 [7] можно однозначно идентифицировать данную частицу AlN как имеющую гексагональную кристаллическую решетку с классом симметрии $R\bar{3}m$ и параметрами кристаллической решетки: $a=b=0,311$ нм, $c=0,4979$ нм.

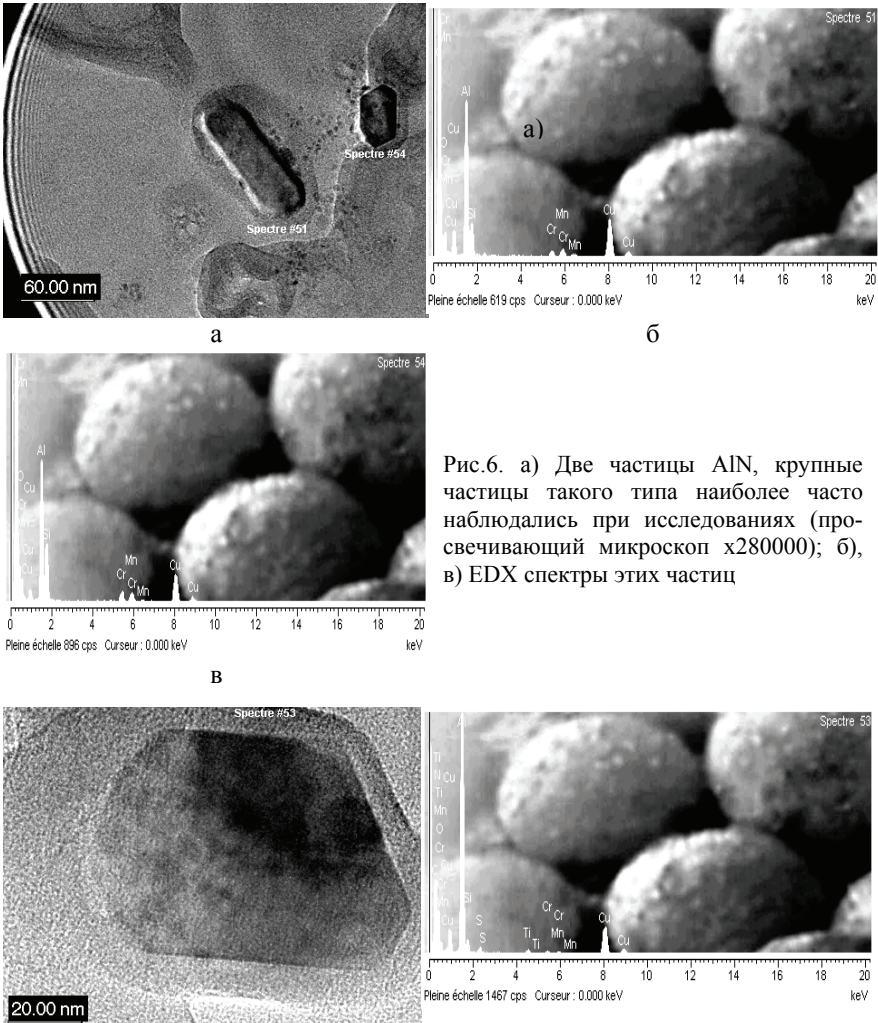


Рис.6. а) Две частицы AlN, крупные частицы такого типа наиболее часто наблюдались при исследованиях (просвечивающий микроскоп $\times 280000$); б), в) EDX спектры этих частиц

Рис.7. а) Типичная частица AlN наблюдаемая в исследованной стали (просвечивающий микроскоп x150000); б) EDX спектр этой частицы

По сходной методике было исследовано около 40 частиц нитрида алюминия AlN на образцах двух плавков 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.

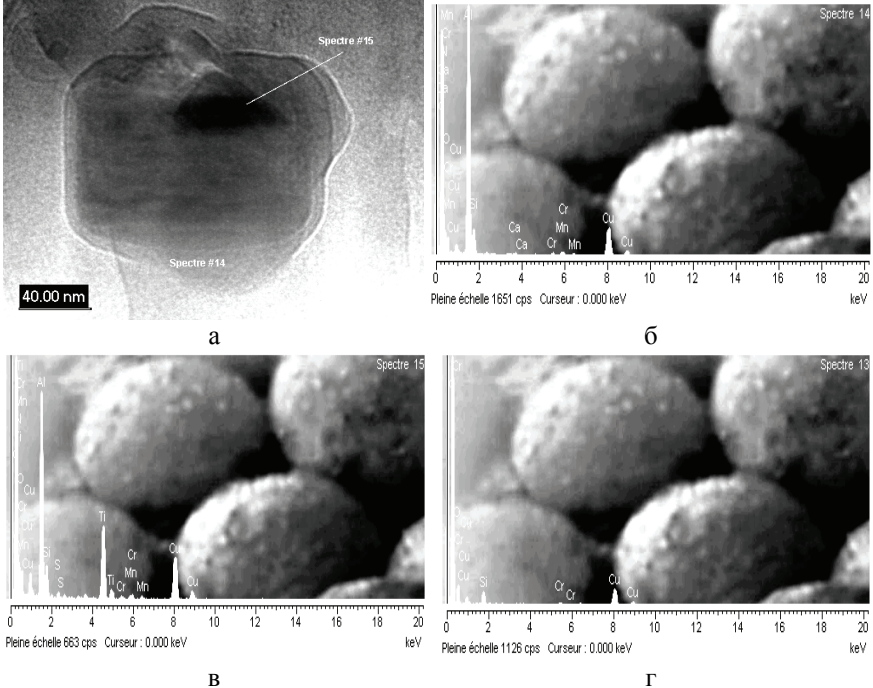


Рис.8. а) Комплексное соединение AlN+Ti(C,N) (просвечивающий микроскоп x600000); б) EDX спектр частицы AlN; в) EDX спектр частицы Ti(C,N); г) EDX спектр углеродной реплики

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 (рис.8) так и относительно крупные (рис.2а). При более детальном изучении 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.

В данном случае, очевидно, происходит гетерогенное зарождение частицы нитрида алюминия на ранее образовавшейся частице карбонитрида титана. Таким образом, 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 не являются эффективными центрами зарождения игл интрагранулярного бейнита при распаде переохлажденного аустенита вследствие их малых размеров.

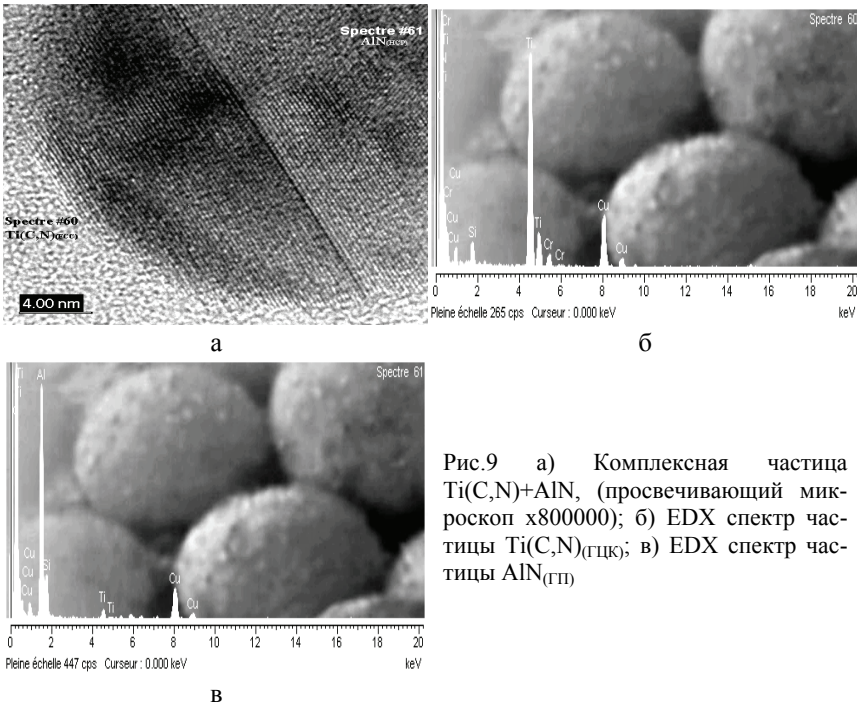


Рис.9 а) Комплексная частица $Ti(C,N)+AlN$, (просвечивающий микроскоп $\times 800000$); б) EDX спектр частицы $Ti(C,N)_{(ГЦК)}$; в) EDX спектр частицы $AlN_{(ГП)}$

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 визу-

ально 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 протекании бейнитного превращения в исследованной стали.

Для исследования комплекса механических свойств заготовки вырезались из проката размером в сечении 60×60 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 табл.3.

Таблица 3. 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 относительно удлинения (δ_5) являются характерными для сталей с карбонитридным упрочнением [8]. Кривая ударной вязкости (с U-образным надрезом) исследованных сталей представлена на рис.10, там же для сравнения представлена ударная вязкость стали 16Г2САФ после различных обработок [8].

Ударная вязкость сталей с карбонитридным упрочнением после различных обработок

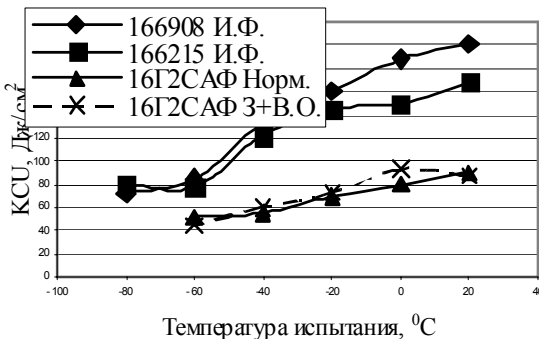


Рис.10. Кривые ударной вязкости сталей с карбонитридным упрочнением после различных обработок, со структурой интрагранулярного игольчатого феррита (пл. №№ 166908 и 166215), в нормализованном состоянии (16Г2САФ норм, после термического улучшения и 16Г2САФ 3+В.О.)

Выводы. В выполненном исследовании показано, что предлагаемая система легирования Al+Ti+N приводит к существенному повышению комплекса механических свойств в горячекатаном состоянии, позволяет получить структуру интрагранулярного игольчатого феррита после термической обработки по соответствующим режимам. 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.

Применение микролегированных Al+Ti+N сталей является одним из перспективных путей повышения комплекса свойств и обеспечения высокой конкурентноспособности (прежде всего по себестоимости) металлопродукции широкого назначения в реалиях Украины. Использование данных сталей, в частности, в транспортном машиностроении гарантирует их полное соответствие требованиям новейшей НТД на весь комплекс металлопродукции, предъявляемой Укрзалізницею, Российскими железными дорогами и другими потребителями металлоконструкций ответственного назначения.

1. *Формирование* структуры и свойств микролегированных конструкционных сталей в процессе их термического и термомеханического упрочнения / И.Г.Узлов, А.В. Пучиков, Ж.А. Дементьева и др. // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2008. – №3. – С.64-66.
2. *Бабаскин Ю.З., Щипицын С.Я., Кирчу И.Ф.* Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой. – К.: Наукова думка, 2006. – 380с.
3. *Bhadeshia H.K.D.H.* Bainite in Steels, Sec. Ed., The University Press, Cambridge, 2001.
4. *Gregg M., Bhadeshia H.K.D.H.* Metallurgical Transactions. – A 25 (1994). – P.1603-1611
5. *Document IX-1196-80 / N.Mori, H.Homma, S.Ohkita and oth.,* International Institute of Welding, 1980.
6. *Munster A., Sagel K.* Electrochem. – 1953. – Bd 57. – Nr.7. – S.571.
7. *JCPDS, CAS: 12033-66-8, ICDD database 2003.*
8. *Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А.* Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288с.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф. В.В.Парусовым*