

- and till 2030: Order of the Ministry of Industry and Trade of Russia No. 839 dated 05.05.2014. Available at http://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_165502/.
3. Gliner R.E. Development in the field of high-strength sheet steel in Sweden (Domex, Docol, AHSS). *Proizvodstvo prokata* [Rolled Products Manufacturing], 2009, no. 10, pp. 11-18 (in Russ.).
 4. Dyakov M.A. HARDOX wear-resistant parts - your competitive advantage. *Gornaya promyshlennost* [Mining Industry], 2013, no. 5, pp. 45. (in Russ.).
 5. Wear-resistant steels for mining of raw materials: [Dillidur 450 V and Dillimax 690 E for metallurgical equipment]. *Chernye metally* [Ferrous metals], 2014, no. 3, pp. 102-103 (in Russ.).
 6. Salganik V.M., Denisov S.V., Poletskov P.P., Stekanov P.A., Berezhnaya G.A., Alekseev D.Yu. Physical Modeling of Production Processes of Hot Rolled Plates with a Unique Set of Properties. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2014, no. 3, pp. 37-39 (in Russ.).

УДК 669.01

ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ СТАРЕНИЕ ЭКОНОМНО ЛЕГИРОВАННОЙ ДУПЛЕКСНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Калльери И.¹, Бреда М.¹, Фриго М.², Пеллиццари М.³, Рамоус Э.¹¹ Кафедра промышленного производства Падуанского университета, Италия² Outokumpu S.p.A., Генуя, Италия³ Кафедра промышленного производства университета Тренто, Италия

Аннотация. Благоприятное сочетание механических свойств и устойчивости к коррозии в дуплексных нержавеющих сталях (DSS) обусловлено двухфазной микроструктурой стали, в которой примерно в равном объеме содержатся феррит и аустенит. Однако во всех сталях типа DSS наблюдаются процессы выделения вторичных фаз, особенно в интервале температур 600–1000°C, которые могут происходить даже в течение весьма продолжительных периодов выдержки, ухудшая притягательные свойства этих сталей.

Основной вторичной фазой, наблюдаемой в сталях типа DSS, является интерметаллическая σ -фаза, которая образуется из феррита в результате эвтектоидного распада при высоких температурах и обычно сопровождается образованием ещё одной интерметаллической фазы – χ -фазы. Выделение данных фаз наблюдается в основном в высоколегированных марках стали DSS, в то время как в «легких» сталях DSS с меньшим содержанием легирующих элементов они не отмечаются, возможно, благодаря пониженному содержанию хрома и молибдена. Напротив, во всех марках стали DSS обычно наблюдается выделение нитридов.

В данной статье рассматривается кинетика выделения вторичных фаз на примере двух марок экономно легированной дуплексной нержавеющей стали после изотермической обработки в межкритическом интервале температур. В стали марки LDX 2101 были обнаружены только нитриды, в то время как в LDX 2404 наблюдалось значительное выделение σ -фазы, если продолжительность выдержки составляла более часа.

Ключевые слова: экономно легированные дуплексные нержавеющие стали, изотермическая обработка, σ -фаза, нитрид хрома, кинетика выделения вторичных фаз.

Введение

Дуплексные нержавеющие стали (DSS) – это двухфазные аустенитно-ферритные нержавеющие стали, в которых присутствие обеих фаз в равных объемных долях обеспечивает хорошие механические свойства металла в сочетании с высокой коррозионной стойкостью. Они представляют большой интерес для промышленности в связи с благоприятным сочетанием свойств, которые позволяют применять такие марки стали в качестве конструкционных материалов для очень агрессивных сред. Равно как и нержавеющие стали других категорий, стали DSS подраз-

деляют на категории на основании показателя PRE_N (числовой эквивалент стойкости к питтинговой или точечной коррозии) – параметра, который зависит от объемного состава сплава, что позволяет провести ранжирование (хотя и качественное) по стойкости к точечной коррозии. По показателю PRE_N выделяют четыре категории стали DSS: экономно легированная, стандартная, супер- и гипердуплексная нержавеющая сталь. Экономно легированные стали DSS – это, главным образом, хромомарганцевые стали с низким содержанием никеля и молибдена, а к остальным категориям относятся марки нержавеющей стали на основе системы Cr-Ni-Mo, то есть с большим

содержанием легирующих элементов по сравнению с экономно легированными сталями DSS.

При производстве всех дуплексных нержавеющих сталей проводят термообработку на твердый раствор (нагрев, обеспечивающий получение твердого раствора) с последующей закалкой в воде. Термообработка данных марок стали необходима в основном для того, чтобы получить характерную дуплексную микроструктуру. Более того, она позволяет повторно растворить выделения фаз, которые могли образоваться на предыдущей стадии при горячей обработке. Температура термообработки на твердый раствор существенно зависит от химического состава, тем более что она определяет объемные доли феррита и аустенита. Эти стали склонны к выделению вторичных фаз (σ - и χ -фазы, нитриды) за весьма короткое [1–3] время изотермической обработки в интервале критических температур 600–1000°C и за время медленного охлаждения с температуры обработки на твердый раствор [4, 5]. Наличие таких фаз отрицательно сказывается на свойствах стали типа DSS, способствуя возникновению локализованной коррозии и вызывая явное снижение ударной вязкости [1].

Образование вторичных фаз в сталях DSS при непрерывном охлаждении и изотермической обработке широко изучено [1–6]. Результаты термодинамического моделирования, выполненного с учетом множества составляющих системы, показали, что σ -фаза (основное интерметаллическое соединение) – это не только аномалия структуры, возникающая в результате производственных ошибок, но также она встречается и в микроструктуре всех марок стали DSS в равновесном состоянии. σ -фаза, обогащенная хромом и молибденом, образуется из феррита в результате эвтектоидного распада из-за нестабильности ферритной основы под воздействием высоких температур, выделяется по границам зерна и в тройных стыках и растет вглубь феррита. Образование σ -фазы обычно сопровождается выделением ещё одного интерметаллического соединения, χ -фазы, которая присутствует в меньшем объеме, но содержит большое количество молибдена, при этом ее отрицательное влияние сопоставимо с влиянием σ -фазы [1–9]. Судя по результатам проведенных исследований, выделение двух интерметаллических

соединений происходит только в марках высоколегированной стали DSS в связи с высоким содержанием легирующих элементов, в то время как в экономно легированных марках стали DSS наблюдалось только образование нитридов [6]. В любом случае все марки стали DSS подвержены выделению нитридов, так как в них содержится значительное количество азота [6, 10]. Образование нитридов напрямую связано с изменением с температурой растворимости в феррите этого элемента, количество которого в феррите увеличивается при повышении температуры. Таким образом, феррит переходит в состояние пересыщенного твердого раствора. Это метастабильное состояние может привести к выделению нитридов либо во время закалки в воде, либо при изотермической обработке стали.

Для того чтобы проверить стабильность микроструктуры в течение относительно короткого времени обработки и в условиях, близких к равновесным, в данной работе проанализированы изменения в микроструктуре листа, изготовленного из двух марок экономно легированной дуплексной стали, происходящие в результате изотермической обработки в межкритическом интервале температур.

Материалы и методика проведения исследований

Из исследуемых марок экономно легированной стали LDX 2101 и LDX 2404, химический состав которых указан в **табл. 1**, на станах горячей и холодной прокатки были получены листы (толщиной 3 и 2 мм соответственно) с максимальным обжатием по толщине 50%. Холодная прокатка сопровождалась термообработкой (отжиг и закалка в воде), чтобы обеспечить возврат и рекристаллизацию деформированной микроструктуры.

Таблица 1

Химический состав исследуемых марок стали [массовая доля, %]

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	N	Fe
2101	0,025	0,65	5,13	21,57	1,56	0,28	0,30	0,019	0,0010	0,229	сбаланс.
2404	0,022	0,33	2,83	24,41	3,34	1,54	0,42	0,021	0,0004	0,253	сбаланс.

Сталь прошла такую изотермическую обработку в интервале критических температур

(600–1000°C, продолжительность от 5 мин до 100 ч), чтобы можно было сопоставить полученные результаты на предмет подвижности атомов и механизмов диффузии, которые сильно зависят от температуры. Температуры старения выбирали по результатам анализа диаграмм фазового равновесия, полученных с помощью термодинамического моделирования, которые содержат информацию о микроструктуре в равновесном состоянии и, соответственно, о температурах, при которых возможно формирование определенных фаз. Моделирование фазового состава стали проводили с помощью программного обеспечения «Thermo-Calc» [11] на основе метода CALPHAD [12] с использованием базы термодинамических данных TCFE6.

Металлографическое исследование металла в состоянии поставки проводили с помощью оптического микроскопа (ОМ) «Leica DMRE» путем изучения образцов после травления реактивом Berga. Этот реактив чаще других используется для травления образцов дуплексной нержавеющей стали, при этом феррит темнеет, а аустенит остается практически нетронутым. Исследование микроструктуры термообработанных материалов проводилось на нетравленных образцах с помощью сканирующего электронного микроскопа (SEM) «Leica Cambridge Stereoscan 440», оборудованного энергодисперсионным спектрометром (EDS) «Falcon FEI». Исследование образцов в режиме использования сигналов от обратно рассеянных электронов (BSE) позволяет выделить различные структурные составляющие в зависимости от среднего атомного номера элементов. Аустенит светлее феррита из-за более высокого атомного номера, при этом вторичные фазы (такие как σ и χ) выглядят более яркими из-за более высокого содержания хрома и молибдена. Нитриды и карбиды наблюдаются в виде небольших темных частиц, форма и расположение которых зависит от процесса их выделения. Для оценки объемной доли фаз микрофотографии, полученные с помощью оптического микроскопа и сканирующего электронного микроскопа, обрабатывали в программной среде для компьютерного анализа изображений.

С целью идентификации вторичных фаз также был проведен рентгеноструктурный анализ (XRD) некоторых образцов с помощью дифрактометра Siemens D500 (CrK α -излучение, шаг 0,05°, время экспозиции 3 с) в интервале углов $2\theta = 55\text{--}145^\circ$.

Результаты и обсуждение

Микроструктура и диаграммы фазового равновесия

Микроструктура стали в состоянии поставки представлена на **рис. 1**, на котором легко можно заметить фрагментацию зерен в результате окончательной холодной прокатки. При сравнении условно одинаковых марок стали DSS, имеющих почти одинаковый химический состав, нельзя не учитывать роль микроструктуры, полученной после обработки металла давлением. Было показано, что прокатка может в некоторой степени повлиять на кинетику выделения вторичных фаз в исследуемых марках стали особенно на первых этапах процесса [13, 14]. Результаты анализа микрофотографий, полученных с помощью оптического микроскопа, подтверждают, что микроструктуры обеих марок стали были хорошо сбалансированы, при этом объемная доля фаз примерно одинаковая (примерно 52% феррита и 48% аустенита).

На диаграммах фазового равновесия (**рис. 2**) можно выделить области σ -фазы в обеих марках стали, при этом при повышении температуры область стабильности σ -фазы в стали марки 2404 немного шире, возможно, в связи с высоким содержанием легирующих элементов, которые способствуют её образованию (в частности хром и молибден). χ -фаза, наоборот, не наблюдается, в то время как она образуется в высоколегированных марках стали DSS [6], и это можно связать с более низким содержанием молибдена в этих марках стали по сравнению с другими. Помимо σ -фазы с помощью диаграмм равновесия можно также обнаружить значительное количество нитридов хрома (Cr 2 N), в обоих случаях примерно 2–4%, и очень малое количество карбидов M 23 C 6 (<1%).

Судя по обеим диаграммам, при 600°C образование σ -фазы завершается полностью, достигая примерно 30%. Однако если учесть кинетику, регламентирующую процессы диффузии, то окажется, что эта температура низкая, и время, необходимое для достижения равновесного состояния, может быть очень большим. При 800°C кинетика диффузии более благоприятная, и можно быстрее достичь состояния термодинамического равновесия. У стали марки 2404 эта температура находится в пределах области стабильности σ -фазы, а у стали 2101 – за пределами.

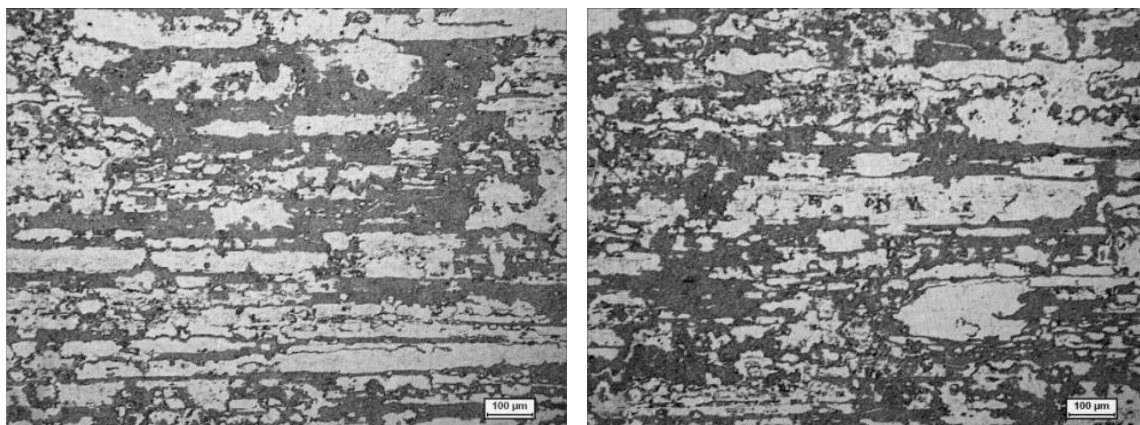


Рис. 1. Микроструктура образцов в состоянии поставки: LDX 2101 (слева) и LDX 2404 (справа)

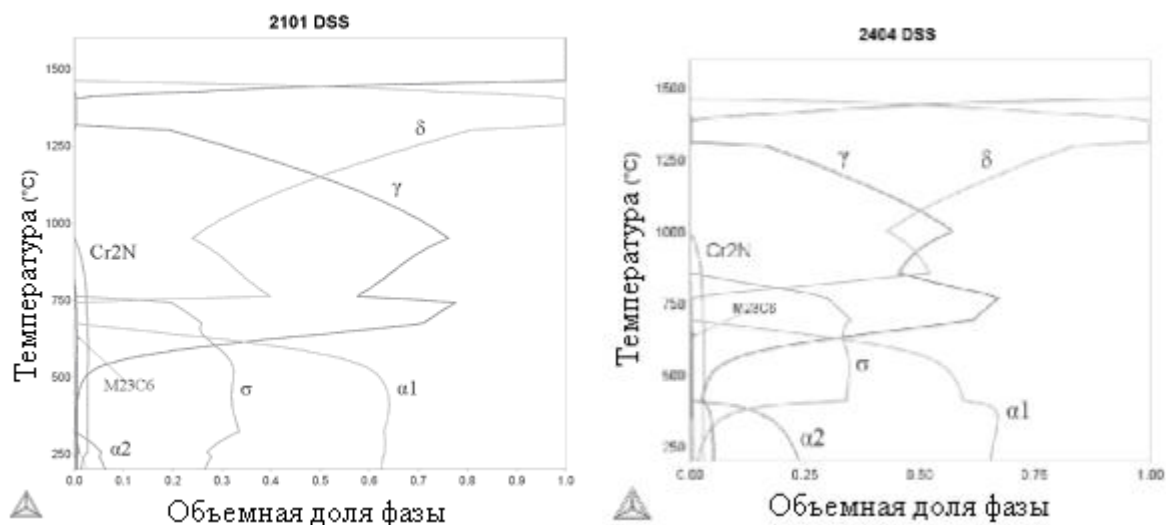


Рис. 2. Диаграммы фазового равновесия: LDX 2101 (слева) и LDX 2404 (справа)

Изотермическая обработка при 600°C

Как уже отмечалось, при 600°C в обеих марках стали расчеты показывают присутствие σ -фазы. Однако после термообработки при этой температуре в течение 100 ч были обнаружены только небольшие темные выделения фаз, расположенные в основном по границам зерен феррита, при этом их было больше в стали марки 2101, чем в стали марки 2404 (рис. 3). По результатам рентгеноструктурного исследования оказалось, что эти частицы являются нитридами хрома Cr_2N (гексагональная структура). Более того, даже если их размер был ниже предела обнаружения энергодисперсионным спектрометром, в прилегающей области было обнаружено повышенное количество хрома.

При сравнении дифракционных спектров стали марки LDX 2101 после отжига при 600°C и

в состоянии поставки (рис. 4) в первом случае можно заметить основной пик Cr_2N как раз перед пиком аустенита $\gamma(111)$ ($2\theta \approx 65,4^\circ$). Аналогичный результат был получен и в отношении LDX2404. Низкая объемная доля нитридов подтвердила только присутствие основного пика нитридов, положение которого позволяет причислить его к данному классу нитридов.

При 600°C диффузионная способность элементов, участвующих в образовании вторичных фаз, очень низкая, а термодинамические условия кажутся подходящими для выделения нитридов Cr_2N , так как хром – это также и основной легирующий элемент. Низкие коэффициенты диффузии вместе с низким содержанием элементов, которые содействуют образованию интерметаллических соединений (таких как молибден), не способствовали выделению χ - и σ -фаз, даже несмотря на то, что время выдержки играет важную роль, и термообработка на протяжении 100 ч может оказаться недостаточной для образования данных фаз.

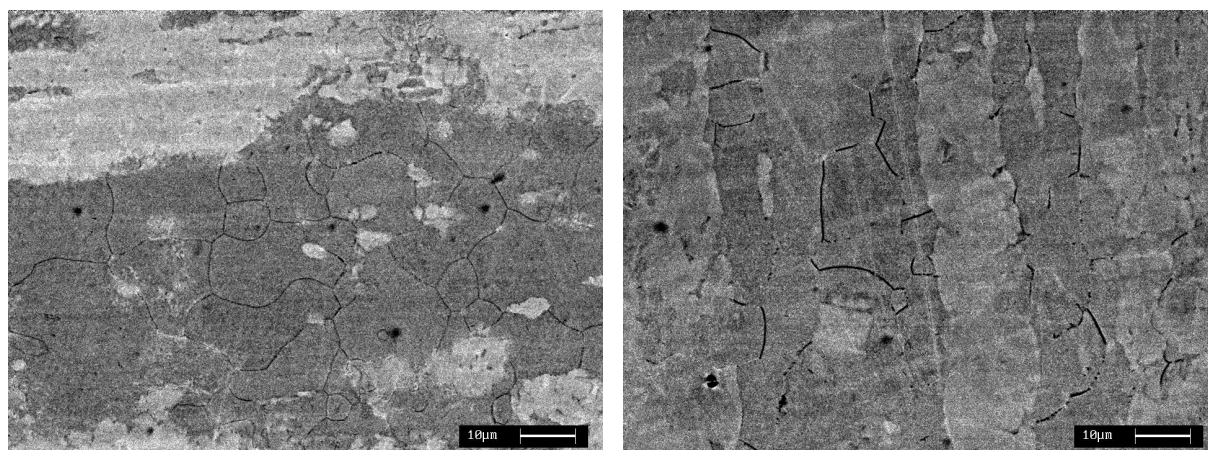


Рис. 3. Микроструктура после изотермической обработки при 600°C в течение 100 ч (SEM-BSE): LDX 2101 (слева) и LDX 2404 (справа)

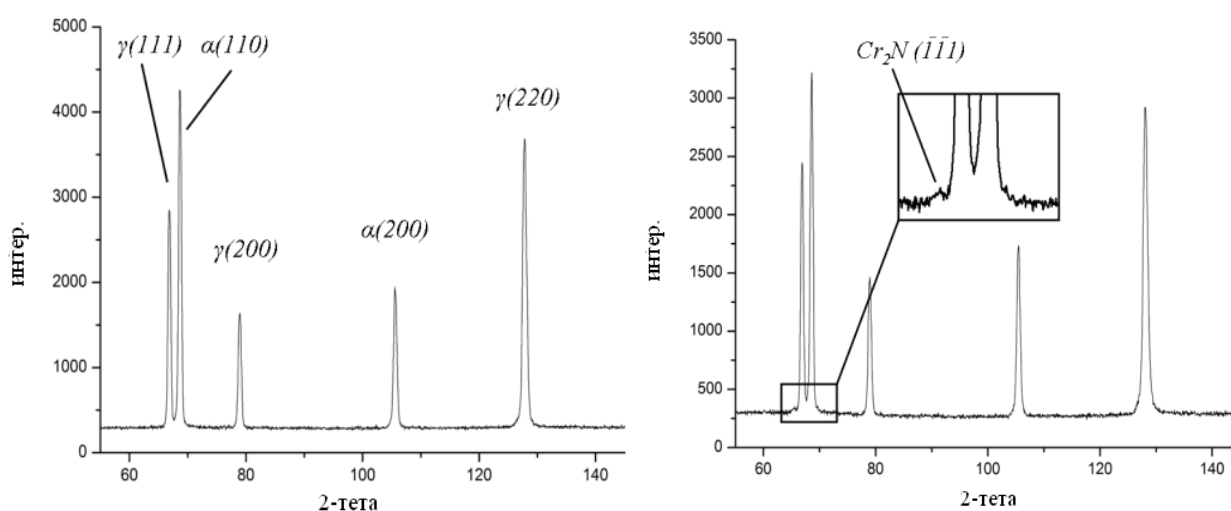


Рис. 4. Дифракционные спектры LDX 2101: в состоянии поставки (слева) и после термообработки при 600°C в течение 100 ч (справа)

LDX 2404: Изотермическая обработка при 800°C

Через 5 мин термообработки данной марки стали выделения фаз не отмечалось; через 10 мин были обнаружены такие же темные частицы, что и при 600°C, которые можно идентифицировать как нитриды хрома Cr₂N. Эти фазы в основном были расположены по границам зерен феррита и реже на межфазовой границе феррит/аустенит (рис. 5). С увеличением продолжительности термообработки (30 мин) отмечался умеренный рост объемных долей, но размер и количество частиц были все еще ниже пределов обнаружения с помо-

щью EDS и XRD.

При более длительной термообработке была получена совершенно иная микроструктура, а через час термообработки при 800°C отмечена новая фаза (светлые участки на рис. 6). Результаты анализа с помощью спектрометра EDS подтвердили наличие σ-фазы (табл. 2), в которой присутствовало значительно больше хрома и молибдена по сравнению с ферритом и аустенитом и состав которой соответствовал пределам содержания элементов в данном интерметаллическом соединении. Через 2 ч термообработки доля σ-фазы возросла, но этого было недостаточно для того, чтобы её можно было обнаружить с помощью XRD.

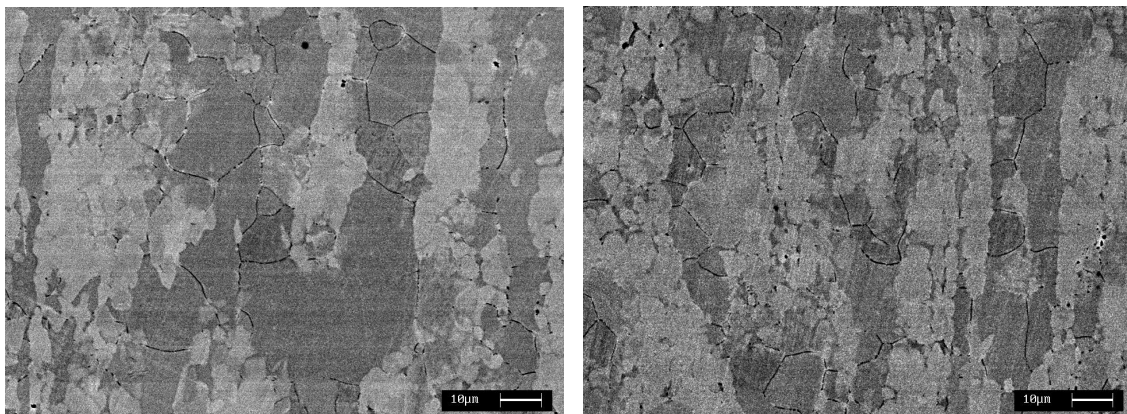


Рис. 5. Микроструктура LDX 2404 (SEM-BSE): после термообработки при 800°C в течение 10 мин (слева) и 30 мин (справа)

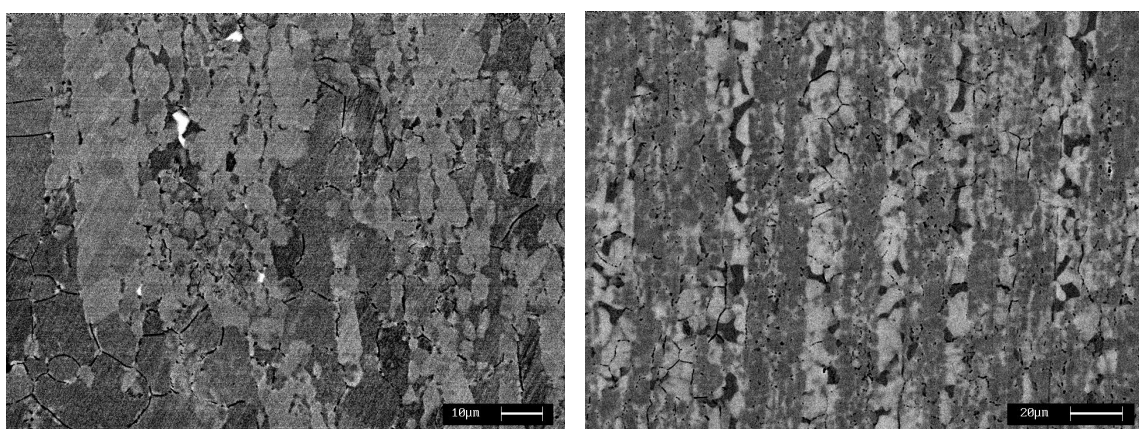


Рис. 6. Микроструктура LDX 2404 (SEM-BSE): после обработки при 800°C в течение 1 ч (слева) и 50 ч (справа)

Таблица 2

Состав σ-фазы в LDX 2404 DSS (через 1 ч термообработки при 800°C) [массовая доля, %]

Cr	Mo	Ni	Mn	Fe
30	3	2	3,5	сбаланс.

Было обнаружено, что с увеличением времени выдержки в микроструктуре постепенно росла и доля σ-фазы, приводя к почти полному распаду феррита через 50 ч обработки (см. рис. 6). Это подтверждает, что такое превращение происходит очень медленно по сравнению с высоколегированными сталями DSS. Опять же результаты исследования с помощью EDS и XRD (рис. 7) подтвердили, что обнаруженная фаза была интерметаллическим соединением. Более того, можно заметить, как в результате чересчур продолжительной термообработки происходило также и укрупнение частиц Cr₂N, которые в итоге не образовывали непрерывные цепочки по границам зерен, а становились менее связанными между собой из-за образования σ-фазы.

Весьма медленный распад феррита, наблюдае-

мый в LDX 2404, можно отнести на счет структурных факторов. При сравнении этой марки стали с высоколегированными марками стали DSS, у которых зарождение центров кристаллизации и рост σ-фазы происходит достаточно быстро [6, 15], низкое содержание легирующих элементов может вызвать задержку кинетики выделения фаз. На данный момент в стали марки 2404 содержание молибдена выше, чем у других экономно легированных марок стали, что можно считать отличительным фактором для образования σ-фазы, так как содержание молибдена регулирует процессы диффузии и кинетику выделения фаз, причастные к образованию интерметаллической фазы. У молибдена фактически самый высокий коэффициент диффузии при любой температуре в межкритическом интервале температур [15], и его вклад имеет важное значение в увеличении движущей силы при образовании σ-фазы [7]. Как и предполагали, χ-фазу не обнаружили; в этом случае низкое содержание молибдена в стали было недостаточно для образования такого интерметаллического соединения, несмотря на то, что по сравнению с другими экономно легированными марками стали DSS оно было высоко.

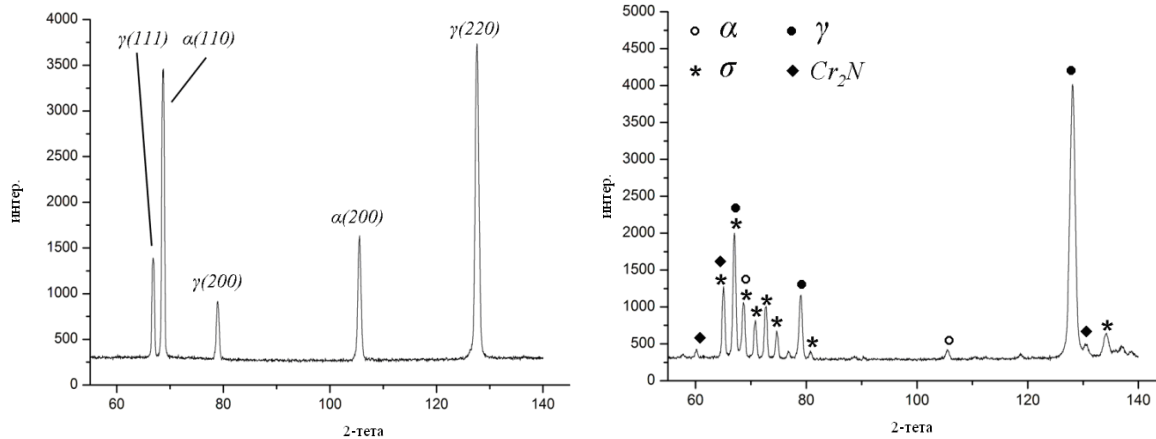
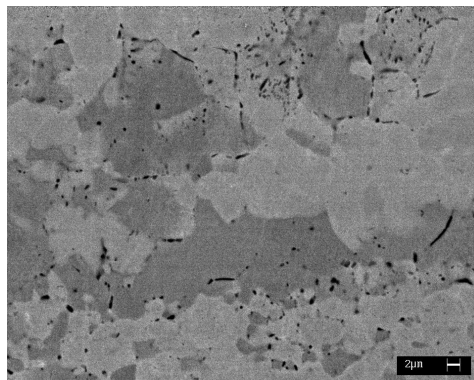


Рис. 7. Дифракционные спектры LDX 2404: в состоянии поставки (слева) и после термообработки при 800°C в течение 50 ч (справа)

LDX 2101: Изотермическая обработка при 800°C

Через 10 мин термообработки данной марки стали при 800°C обнаружили выделение только нитридов хрома.

Из-за меньшего содержания хрома частицы нитридов были немного меньше тех, которые присутствовали в марке стали 2404, но их объемные доли сопоставимы. При увеличении продолжительности термообработки число выделений выросло, и выделившиеся фазы укрупнились, но остались ниже пределов обнаружения. Через 2 ч обработки нитриды были опять единственным видом выделений, сохранив примерно такие же размеры, что и при кратковременной обработке, но их объемная доля увеличилась.



ду этой марки стали можно отметить, что через 50 ч обработки произошло укрупнение нитридов, а выделения фаз по границам зерен стали более разрозненными по сравнению с кратковременной термообработкой.

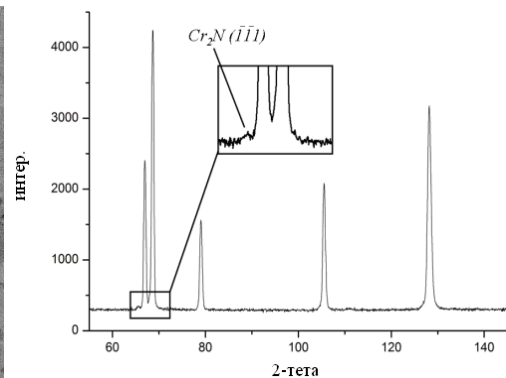


Рис. 8. LDX 2101 после обработки при 800°C в течение 50 ч: микроструктура SEM-BSE (слева) и соответствующий дифракционный спектр (справа)

Как и ожидалось, через 50 ч термообработки по результатам измерений с помощью SEM и XRD выяснилось, что никаких интерметаллических соединений не обнаруживается, а структура состоит преимущественно из феррита и аустенита (рис. 8). В результате продолжительной термообработки данной марки стали возросла объемная доля Cr₂N, что позволило выявить нитриды с помощью XRD (см. рис. 8). Также по пово-

Кинетика выделения вторичных фаз

Как уже отмечалось, только в стали марки LDX 2404 наблюдалось выделение σ-фазы. На рис. 9 представлены кривые зависимости расчетной объемной доли интерметаллического соединения от продолжительности термообработки. Из-за более низкого содержания легирующих элементов кинетика выделения σ-фазы в стали марки 2404 была очень медленной по сравнению с марками стали DSS с более высоким содержанием легирующих элементов, и через 50 ч (3000 мин) термообработки равновесное состояние не было полностью достигнуто, так как превращение феррита не завершилось.

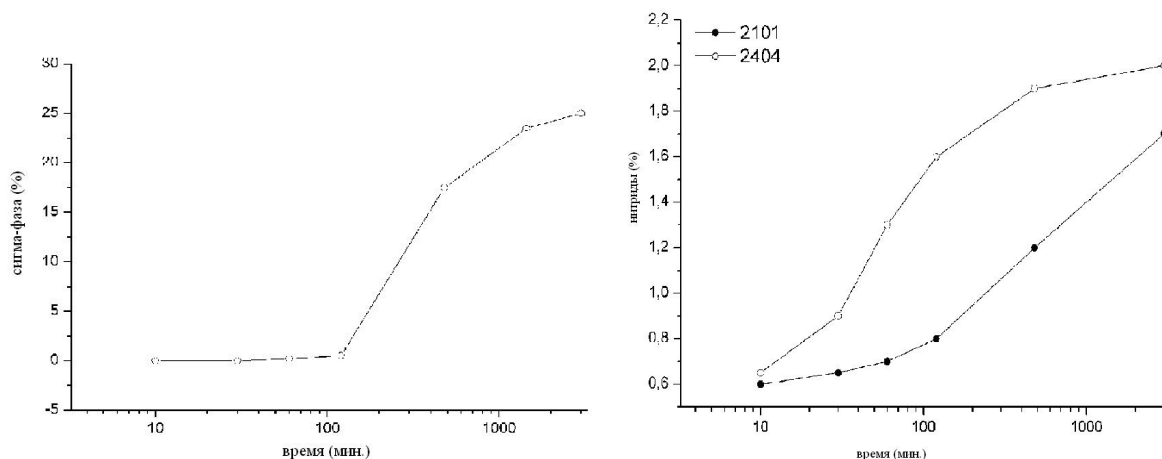


Рис. 9. Кинетика выделения вторичных фаз при 800°C: σ -фаза в LDX 2404 (слева) и Cr_2N в обеих марках стали (справа)

При всех температурах и периодах выдержки нитриды хрома Cr_2N наблюдались в обеих марках стали; кинетика выделения нитридов хрома представлена на рис. 9. При непродолжительной термообработке (10 мин) количество выделений фаз в сталях было сопоставимо, хотя при увеличении длительности термообработки более высокое содержание хрома в стали марки 2404 влияет на количество выделяющихся фаз и приводит к увеличению объемной доли нитридов. Однако через 50 ч термообработки количество выделений вторичных фаз становится примерно одинаковым. Это явление можно объяснить, принимая во внимание тот факт, что в стали марки 2404 на первоначальных этапах распад феррита происходит очень медленно, и термообработка приводит в основном к выделению нитридов; с последующим появлением σ -фазы кинетика выделения вторичных фаз изменяется и, как следствие, образование нитридов уменьшается. Интерметаллическое соединение, которое выделяется при более продолжительном времени выдержки, обеднило хромом матрицу, сдерживая выделение большего количества нитридов.

Результаты изотермической обработки в течение 10 мин во всем интервале критических температур с целью определения температуры, способствующей образованию нитридов, подтвердили, что пики выделения фаз находились в интервале 800–850°C для LDX 2404 и 750–850°C для LDX 2101 (рис. 10).

Кинетика выделения нитридов в дуплексной нержавеющей стали марки SAF 2101 (пруток диаметров 30 мм с таким же химическим составом, но с 0,07% Mo) описана в предыдущей работе [6]. При сравнении этих двух экономно ле-

гированных марок стали DSS можно заметить ускорение выделения фаз в рассматриваемой в данной работе стали марки LDX по отношению к марке SAF, хотя расчетный интервал критических температур (750–850°C) одинаковый. Этот факт можно объяснить, если учесть влияние как разного состава, так и разной микроструктуры. Помимо более высокого содержания молибдена, который может способствовать выделению фаз, в LDX 2101 микроструктура была достаточно фрагментированной из-за окончательной холодной прокатки. Таким образом, повышенное количество тройных стыков и границ зерен и напряжения, вызванные деформацией, могут действовать в качестве фактора, ускоряющего кинетику выделения фаз, смещая выделение нитридов в сторону более коротких длительностей термообработки.

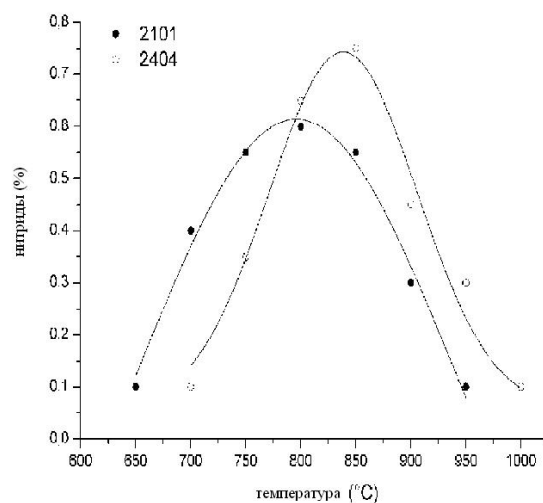


Рис. 10. Псевдокинетика выделения вторичных фаз в LDX 2101 и LDX 2404

Заключение

В настоящей работе рассмотрено выделение вторичных фаз после изотермической обработки листов, изготовленных из экономно легированной дуплексной стали двух марок LDX 2101 и LDX 2404. При всех температурах в интервале критических температур (600–1000°C) и при любой продолжительности термообработки (от 10 мин до 100 ч) по границам зерен были обнаружены нитриды (Cr_2N), хотя выделение фаз проходило с разной кинетикой в зависимости от рассматриваемой марки стали. Такие частицы могут ограничивать благоприятные характеристики дуплексных нержавеющих сталей, ставя под угрозу оптимальное сочетание коррозионной стойкости и механической прочности, получаемое благодаря двухфазной микроструктуре. Фактически из-за нитридов количество хрома по границам зерен уменьшается и, таким образом, создаются благоприятные условия для локализованного коррозионного воздействия и охрупчивания стали за счет облегчения механизмов разрушения. Обнаружено, что в дуплексной нержавеющей стали марки 2404 выделение нитридов происходило при 800°C (по сравнению со сталью марки 2101) из-за более высокого содержания хрома, даже если через 50 ч термообработки в обеих марках стали были обнаружены сопоставимые объемные доли выделений. Более высокое содержание хрома в стали марки 2404 ускоряет кинетику выделения фаз на (относительно) ранних этапах процесса.

В противоположность тому, что происходит в других типах экономно легированной дуплексной нержавеющей стали, в стали марки 2404 изотермическая обработка при 800°C вызывает образование σ -фазы через час термообработки при постоянной температуре. Эта фаза представляет собой очень вредное интерметаллическое соединение, и ее выделение характерно для марок дуплексной нержавеющей стали с более высоким содержанием легирующих элементов, таких как SAF 2205 и 2507, в течение нескольких минут термообработки. Образование σ -фазы в стали марки 2404 можно объяснить более высоким содержанием молибдена по сравнению с другими экономно легированными

сталью DSS. Молибден, равно как и хром, – один из основных составляющих интерметаллической фазы, и его содержание в стали марки 2404 в 5–10 раз выше, чем это обычно принято в экономно легированных сталях DSS, то есть сталь более склонна к выделению σ -фазы. Следовательно, количество молибдена в изучаемых марках стали можно считать решающим фактором для возникновения σ -фазы, формирование которой было, во всяком случае, медленнее, чем в более легированных DSS сталях, в высшей степени способствующим увеличению движущей силы образования интерметаллических фаз, контролируя диффузионную кинетику.

Сравнение с результатом такой же изотермической обработки прутка из SAF 2101, одинакового по химическому составу, но с меньшим количеством молибдена и менее фрагментированной микроструктурой, подтверждает роль характерных особенностей микроструктуры в кинетике выделения вторичных фаз.

Список литературы

1. Nilsson J. O. Mater Sci Tech Ser 8 (1992) 685.
2. Gunn R. N. Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications. Abington Publishing, Cambridge, England (1997).
3. Calliari I., Pellizzari M., Ramous E. Mat Sci Tech Ser 27 (2011) 928.
4. Calliari I., Zanesco M., Ramous E. and Bassani P. J Mater Eng Perform 16 (2007) 109.
5. Calliari I., Bassani P., Brunelli K., Breda M. and Ramous E. J Mater Eng Perform 22 (2013) 3860.
6. Calliari I., Pellizzari M., Zanellato M., Ramous E. J Mater Sci 46 (2011) 6916.
7. Wessman S., Petterson R. and Hertzman S. Steel Res Int 81 (2010) 337.
8. Pohl M., Storz O., Glogowski T. Mater Charact 58 (2007) 65.
9. Nilsson J.O., Kangas P., Karlsson T. and Wilson A. Metall Mater Trans A 31A (2000) 35.
10. Knyazeva M., Pohl M. Metall Microstr Anal 2 (2013) 343.
11. Sundman B., Jansson B. and Anderson J.O. CALPHAD 9 (1985).
12. Kaufman L. and Bernstein H. Computer calculation of phase diagrams. Man. Labs. Inc. Cambridge, Mass/Academic Press, New York (1970).
13. Calliari I., Breda M., Miranda Pérez A.F., Ramous E., Bertelli R. Proc. Conf. International Conference & Exhibition on Analysis & Testing of Metallurgical Processes & Materials. The Chinese Society for Metals, Beijing (RC), 2012.
14. Cho H.S., Lee K. Mater Charact 75 (2013) 29.
15. Duprez L., De Cooman B.C. and Akdut N. Steel Res 72 (2001) 311.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

ISOTHERMAL AGEING IN LEAN DUPLEX STAINLESS STEELS

Calliari Irene – Researcher DII, University of Padova, Padova, Italy. E-mail: irene.calliari@unipd.it.

Breda Marco – Ph.D. student, Industrial Engineering Department (DII), University of Padova, Padova, Italy. E-mail: marco.breda@studenti.unipd.it.

Frigo Marco – Customer Service Manager, Outokumpu S.p.A., Genova, Italy.

Massimo Pellizzari – Associate Professor Industrial Engineering Department (DII), University of Trento, Trento, Italy.

Emilio Ramous – Full Professor DII, University of Padova, Padova, Italy.

Abstract. The favourable combination of mechanical properties and corrosion resistance in Duplex Stainless Steels (DSS) is due to their biphasic microstructure, consisting of almost equal volume fractions of ferrite and austenite. However, all types of DSS are subject to secondary phases precipitation phenomena, especially in the temperature range 600–1000°C, which can occur even for very short soaking times, compromising the interesting properties of these steels.

The main secondary phase observed in DSS is the intermetallic σ -phase, which forms from ferrite via eutectoid decomposition at high temperatures, and is generally accompanied by the formation of another intermetallic, the χ -phase. The precipitation of these phases is mainly observed in the high-alloyed DSS grades, while in the lower-alloyed Lean DSS it has not been reported, probably owing to reduced levels of chromium and molybdenum. On the contrary, in all DSS grades nitrides precipitation is usually observed.

In this work, the precipitation kinetics of secondary phases in two Lean DSS are examined, after isothermally treating the materials within the critical temperature ranges. In grade LDX 2101, only nitrides were detected, whereas a significant precipitation of σ -phase was observed in LDX 2404 for soaking times longer than 1 hour.

Keywords: lean duplex stainless steels, isothermal heat treatments, σ phase, chromium nitride, precipitation kinetics.

References

1. Nilsson J. O. Mater Sci Tech Ser 8 (1992) 685.
2. Gunn R. N. Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications. Abington Publishing, Cambridge, England (1997).
3. Calliari I., Pellizzari M., Ramous E. Mat Sci Tech Ser 27 (2011) 928.
4. Calliari I., Zanesco M., Ramous E. and Bassani P. J Mater Eng Perform 16 (2007) 109.
5. Calliari I., Bassani P., Brunelli K., Breda M. and Ramous E. J Mater Eng Perform 22 (2013) 3860.
6. Calliari I., Pellizzari M., Zanellato M., Ramous E. J Mater Sci 46 (2011) 6916.
7. Wessman S., Petterson R. and Hertzman S. Steel Res Int 81 (2010) 337.
8. Pohl M., Storz O., Glogowski T. Mater Charact 58 (2007) 65.
9. Nilsson J.O., Kangas P., Karlsson T. and Wilson A. Metall Mater Trans A 31A (2000) 35.
10. Knyazeva M., Pohl M. Metall Microstr Anal 2 (2013) 343.
11. Sundman B., Jansson B. and Anderson J.O. CALPHAD 9 (1985).
12. Kaufman L. and Bernstein H. Computer calculation of phase diagrams. Man. Labs. Inc. Cambridge, Mass/Academic Press, New York (1970).
13. Calliari I., Breda M., Miranda Pérez A.F., Ramous E., Bertelli R. Proc. Conf. International Conference & Exhibition on Analysis & Testing of Metallurgical Processes & Materials. The Chinese Society for Metals, Beijing (RC), 2012.
14. Cho H.S., Lee K. Mater Charact 75 (2013) 29.
15. Duprez L., De Cooman B.C. and Akdud N. Steel Res 72 (2001) 311.

УДК 621.81

УДАРНО-ФРИКЦИОННАЯ КОМБИНИРОВАННАЯ ОБРАБОТКА ГИБКИМ ИНСТРУМЕНТОМ

Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю., Копцева Н.В.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Россия

Аннотация. Исследована возможность использования секционной дисковой вращающейся проволочной щетки для наноструктурирования поверхностного слоя металлических изделий с последующим нанесением функциональных покрытий сплошной проволочной щеткой. Установлено, что методом ударно-фрикционной обработки возможно получение твердого наноструктурированного поверхностного слоя с размером фрагментов до 0,13 мкм подобно тому, как это достигается при интенсивной пластической деформации.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, наноструктурирование, фрикционное плакирование, гибкий инструмент.

Введение

Гибкий инструмент – вращающиеся проволочные щетки (ВПЩ) применяются для очистно-упрочняющей обработки в различных обла-

стях техники [1], в том числе для нанесения покрытий [2]. В работе [3] рассмотрена фрикционная наноструктурирующая обработка металлических поверхностей сплошной ВПЩ. Известно, что при применении секционных