

Розроблено новий аустенітний дисперсійно-твердіючий сплав на основі заліза. Підбрано та детально проаналізований хімічний склад сплаву. Розроблена технологія термічної обробки отриманого сплаву, яка дозволяє отримувати високі значення показників міцності і пластичності сплаву. Дослідження окалинотійкості показало, що доцільно застосовувати цей сплав при підвищених температурах до 750 °С. Експериментально доведено, що сплав корозійностійкий

Ключові слова: аустенітна сталь, сплав з ефектом пам'яті форми, міцність, пластичність, окалинотійкість, корозійна стійкість

Разработан новый аустенитный дисперсионно-твердеющий сплав на основе железа. Подбран и детально проанализирован химический состав сплава. Разработана технология термической обработки полученного сплава, которая позволяет получать высокие значения показателей прочности и пластичности сплава. Исследование окалинотойкости показало, что целесообразно применять данный сплав при повышенных температурах до 750 °С. Экспериментально доказано, что сплав коррозионно-стойкий

Ключевые слова: аустенитная сталь, сплав с эффектом памяти формы, прочность, пластичность, окалинотойкость, коррозионная стойкость

УДК 539.3/6:669.055(075.8)

DOI: 10.15587/1729-4061.2015.56370

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА НОВОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

О. В. Акимов

Доктор технических наук, профессор,
заведующий кафедрой*

Сундус Мохаммед Нури
Аспирант*

*Кафедра литейного производства

Национальный технический университет
«Харьковский политехнический институт»
ул. Фрунзе, 21, г. Харьков, Украина, 61002

E-mail: litvo11@kpi.kharkov.ua

1. Введение

В настоящее время особый интерес представляют сплавы с эффектом памяти формы. Известные сплавы, такие как нитинол и другие, являются дорогостоящими, поэтому большой интерес представляют сплавы на основе железа с эффектом памяти формы. Такие сплавы находят широкое применение в современной технике, а именно могут быть использованы как силовые элементы для бессварного соединения конструкций, трубопроводов высокого давления, исполняющих элементы в виде пружин и т. д. К таким сплавам относятся аустенитные дисперсионно-твердеющие стали. Недостатком существующих сталей является недостаточная прочность и пластичность, небольшой коэффициент памяти формы, сложность в подборе правильного режима термической обработки. Поэтому актуальным является вопрос разработки химического состава и термической обработки сплава для выделения большого количества дисперсионных частиц.

2. Анализ литературных данных и постановка проблемы

С конца 90-х годов XX века интерес исследователей к получению сплавов с памятью формы значительно усилился [1–4]. При этом в основном рассматривались два аспекта: собственно выбор состава сплава и его обработка. В первую очередь, следует отметить внимание исследователей, сконцентрированное на ни-

тиноле, или никелиде титана. Это интерметаллид эквиатомного состава с 49–57 % Ni и количеством титана в пределах 38–50 %, т. к. именно этот предел обеспечивает эффект памяти формы таких сплавов. Исходная структура никелида титана – стабильная объемно-центрированная кубическая решетка типа CsCl – при деформации испытывает термомупругое мартенситное превращение с образованием фазы низкой симметрии [5]. Производство никелида титана предполагает плавку в вакуумно-гарнисажной печи или в электродуговой печи с использованием электродов в защитной атмосфере (гелий или аргон). Шихтой в обоих случаях служит йодидный титан или титановая губка, спрессованная в брикеты, и никель марки Н-0 или Н-1 [6]. Никелид титана обладает высокой коррозионной стойкостью и прочностью, хорошими характеристиками формо-запоминания, имеет высокий коэффициент восстановления формы и высокую восстановительную силу, деформация до 8 % может полностью восстанавливаться, напряжение восстановления при этом может достигать 800 МПа. Однако у него существуют и недостатки: наличие титана способствует легкому присоединению к сплаву азота и кислорода; для предотвращения реакции с этими элементами при производстве обязательно применение вакуумного оборудования; затрудненная обработка при изготовлении деталей, особенно резанием; высокая стоимость. Ряд указанных недостатков устраняется технологическими приемами, например, для получения равномерного химического состава по сечению

и высоте слитка выполняют двойной или тройной переплав, а для выравнивания химического состава по объему слитка проводят гомогенизацию при температуре 950–1000 °С в инертной атмосфере [7–9].

Помимо нитинола, существуют и другие сплавы, обладающие эффектом памяти формы. Примерами могут быть сплавы Au-Cd и Cu-Zn-Al, причем последний имеет широкое практическое применение и может быть выплавлен в обычной атмосфере [10, 11]. Тем не менее, системные исследования вопросов, связанных с синтезом сплавов с памятью формы, остаются в числе перспективных и востребованных.

3. Цель и задачи исследования

Целью исследования являлась разработка нового аустенитного дисперсионно-твердеющего коррозионно- и окалиностойкого сплава на основе железа. Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

- разработать химический состав сплава с подробным обоснованием влияния каждого элемента на свойства сплава;
- выбрать режимы плавки и термической обработки;
- изучить механические и эксплуатационные свойства сплава.

4. Исследуемый сплав и анализ влияния легирующих элементов

Предлагаемый сплав является высоколегированной аустенитной жаропрочной сталью с карбидным упрочнением. Наибольшее содержание легирующего элемента – хрома (~16,5%), поэтому данный сплав на основе железа также можно называть хромистой сталью. Химический состав сплава соответствует, %: Mn=6,37±0,03, Si=1,35±0,014, C=0,53±0,024, Cr=16,53±0,011, Ni=6,1±0,02, Co=1,92±0,04, Cu=1,94±0,017, V=1,13±0,017, Nb=0,67±0,042, Mo=0,91±0,05, P=0,05±0,006, S=0,012±0,0024, Fe=62,55±0,07.

Хром. Это сильный карбидообразующий элемент, дающий в стали несколько типов карбидов, которые значительно прочнее и устойчивее цементита. Эти карбиды – всегда сложные или двойные: часть атомов хрома в них замещена железом. При содержании хрома свыше 6% в карбидах будет связано уже более 50% его общего количества при достаточном количестве углерода, а в твердом растворе – менее 50%. Примерное соотношение железа и хрома в карбидах составляет: (85% Fe+15% Cr) для Cr₃C и (FeCr)₃C, (65% Fe+35% Cr) для Cr₇C₃ и (FeCr)₇C₃, (30% Fe+70% Cr) для Cr₄C и (FeCr)₄C, (20% Fe+80% Cr) для Cr₃C₂ и (FeCr)₃C₂. С железом хром дает твердые растворы и интерметаллическое соединение, которое появляется в сплаве с содержанием хрома выше 30%, это соединение представляет собой хрупкую немагнитную фазу, поэтому содержание хрома в сплаве на основе железа не должно превышать 30%. Под влиянием углерода в железохромистых сплавах область аустенита значительно расширяется и замыкается при содержании хрома более 12,8%. При содержании углерода свыше 0,4% область γ -железа замыкается при количестве хрома более 30%,

при нагреве в диапазоне температур 1000–1300 °С будет область γ -железа. Объясняется это, во-первых, тем, что углерод понижает точку A₃ и повышает точку A₄, то есть расширяет область γ -твердого раствора и действует в направлении, противоположном хрому; во-вторых, тем, что углерод связывает часть хрома в карбиды и за счет образования этих карбидов твердый раствор обедняется хромом. Добавка хрома снижает энергию дефектов упаковки, а также улучшает коррозионную стойкость и стойкость окислению при высокой температуре. Зачастую хром применяется в сочетании с никелем, как два элемента, противоположно действующих на процессы графитизации в железоуглеродистых сплавах, и при оптимальных соотношениях повышающих их механические свойства [12, 13]. Хром также увеличивает степень растворимости азота. При содержании хрома менее 0,1%, вышеупомянутые эффекты пренебрежимо малы. Если же, с другой стороны, содержание хрома выше 20%, то на стадии затвердевания расплава стали может образовываться δ -феррит. Таким же образом на стадии затвердевания или на этапе тепловой обработки стали может образоваться хрупкая σ -фаза.

Марганец. Под влиянием марганца область γ -твердых растворов железа расширяется: точка A₄ повышается, а точка A₃ понижается. Сплавы с содержанием до 12% марганца необратимы, то есть здесь имеется большой тепловой гистерезис, и температуры превращений при нагревании и при охлаждении не совпадают. Марганец является карбидообразующим элементом: с углеродом он дает карбид марганца Mn₃C, более устойчивый и прочный, чем карбид железа (цементит). В марганцовоуглеродистых сплавах чистых карбидов марганца не существует, а имеются сложные карбиды типа (FeMn)₃C, где атомы марганца и атомы железа взаимно заменяют друг друга. Марганец значительно стабилизирует аустенит и увеличивает растворимость азота, который также стабилизирует аустенит. Если содержание Mn менее 5%, начинается формирование α -мартенсита (в дополнение к ϵ -мартенситу) в такой степени, что свойства памяти формы и демпфирования начинают существенно ухудшаться. В сплавах, содержащих хром, кремний и азот, уменьшение содержания марганца может вызвать образование δ -феррита во время охлаждения после плавки, что приводит к образованию пористости, так как растворимость азота в δ -феррите очень мала. Если же, с другой стороны, содержание марганца превысит 50%, точка Нееля будет иметь очень высокое значение, и тогда ни добавки кремния, ни добавки азота не смогут понизить ее значительно с точки зрения эффекта памяти формы.

Никель. В железоуглеродистых сплавах никель является графитообразующим элементом. Растворяясь частично в цементите, он способствует его распаду на железо и углерод отжига (графит). Никель понижает растворимость углерода в аустените и понижает температуру перехода γ -железа в α -железо. Никель способствует переохлаждению аустенита и развитию температурного гистерезиса между точками, получаемыми при нагревании и охлаждении. Содержание никеля свыше 2% в стали увеличивает инкубационный период и время изотермического проевращения аустенита. Никель повышает устойчивость аустенита

и замедляет скорость превращения γ -железа в α -железо, поэтому он влияет на получение неравновесной структуры в том же направлении, как и повышение скорости охлаждения стали. Никель значительно стабилизирует аустенит и усиливает коррозионную стойкость стали, а также стойкость к окислению при высоких температурах. При содержании ниже 0,1 % эти эффекты незначительны. При содержании более 20 % температура, при которой мартенсит все еще формируется при деформации, становится очень низкой, в то время как количество образующегося мартенсита уменьшается и, в конце концов, он прекращает образовываться вообще.

Медь. Подобно никелю и марганцу, медь расширяет родственную ей по кристаллической решетке область твердого раствора γ -железа и сужает область α -железа, то есть повышает точку A_4 и понижает точку A_3 . Медь имеет сравнительно малую растворимость в железе, поэтому под ее влиянием точка A_3 до комнатной температуры не снижается, как под влиянием никеля и марганца. С железом медь не дает никаких химических соединений и находится в стали частично в твердом растворе, а при избытке выделяется по границам зерен в виде фазы ϵ , состоящей из чистой меди с небольшим количеством железа (около 2 %). Но, несмотря на то, что растворимость меди в железе при комнатной температуре очень мала (около 0,35 %), практически даже при очень значительном содержании меди в структуре стали невозможно заметить свободную медь или богатые ею фазы, так как достигнуть полного равновесия сплава очень трудно. Поэтому структура отожженной медистой стали с содержанием меди до 1,0–1,5 % представляет собой аналогичную структуру простой углеродистой стали и ничем не отличается. Медь является графитизирующей примесью и с углеродом в стали не дает никаких химических соединений. На предел растворимости углерода в аустените медь оказывает примерно такое же действие, как никель: под влиянием меди точки S и E на диаграмме системы железо-углерод несколько смещаются влево, в сторону пониженного содержания углерода. Так, например, при 2 % меди максимальная растворимость углерода в аустените не превышает 1,5 %. Медь стабилизирует аустенит и улучшает коррозионную стойкость. Превосходный эффект меди проявляется в том случае, если ее содержание более 0,1 %. Если содержание меди более 3 %, то предотвращается образование ϵ -мартенсита при деформации, поскольку медь увеличивает энергию дефектов упаковки аустенита.

Кобальт. При содержании до 15 % кобальт не оказывает почти никакого влияния на температуру критических точек стали. Тепловой гистерезис между критическими точками под влиянием кобальта не изменяется. Скорость превращения аустенита несколько увеличивается и критическая скорость закалки повышается. Таким образом, кобальт не улучшает, а ухудшает закаляемость стали и сильно понижает ее прокаливаемость. Кобальт не дает карбидов в стали и является графитообразующим элементом. Кобальт вводится в высоколегированную жароупорную сталь для повышения предела прочности и ползучести стали при высоких температурах. Кроме того, влияние кобальта в этой стали чрезвычайно сильно сказывается на понижении роста зерна аустенита. Кобальт усили-

вает эффект памяти формы, а также улучшает свойства стали при термообработке. При содержании менее чем 0,1 % эффекты незначительны, но если содержание возрастает более чем до 20 %, никакого улучшения свойств не происходит.

Кремний. Кремний понижает точку A_4 и повышает точку A_3 . При содержании кремния свыше 1,8–3 % точки A_4 и A_3 сливаются, и область γ -твердого раствора становится замкнутой. Поэтому следует ограничивать содержания кремния в полученном сплаве. С железом кремний дает три химических соединения: Fe_3Si_2 – с 25,09 % Si, $FeSi$ – с 33,4 % Si, Fe_2Si_5 – с 55,67 % Si. Кремний понижает предел растворимости углерода в аустените. Кремний является одним из самых сильных графитизирующих элементов в стали. Микроструктура нормально отожженной кремнистой стали ничем не отличается от микроструктуры простой углеродистой стали, то есть кремний не дает в стали каких-либо новых структурных составляющих или фаз. При содержании кремния около 1,5 % скорость закалки стали понижается. Такое содержание кремния способствует получению более однородного аустенита. При количестве кремния в стали более 1,5 % увеличивается скорость роста зерна и сталь становится весьма чувствительной к перегреву. Поэтому содержание кремния при разработке описываемого сплава ограничили до 1,5 %. Кремний уменьшает энергию дефектов упаковки аустенита, увеличивает прочность и снижает точку Нееля. В том случае, если его содержание менее 2 %, невозможно получить желаемые свойства. Тем не менее, благодаря легированию азотом, в таких сплавах, где нет кремния вообще, также присутствует эффект памяти формы. Если содержание кремния превышает 8 %, пластичность сталей уменьшается; ухудшается также горячая и холодная обрабатываемость материала.

Ванадий. С увеличением содержания ванадия критическая точка A_3 повышается, а точка A_4 понижается, то есть ванадий суживает область γ -железа и расширяет область α -железа. При содержании ванадия 1,15 % точки A_3 и A_4 сливаются и область γ -железа замыкается. Поэтому содержание ванадия в полученном сплаве ограничили 1,15 %. Ванадий является сильным карбидообразующим элементом и в этом отношении занимает одно из первых мест среди других легирующих элементов. Иногда его используют совместно с графитизирующими элементами с целью регулирования процессов структурообразования, при этом стараются подбирать их соотношения оптимальным образом [14]. В стали ванадий дает весьма твердые и устойчивые карбиды ванадия VC и V_4C_3 , в которых углерода содержится примерно в 2,5 раза больше, чем в цементите. Поэтому под влиянием ванадия, при одном и том же содержании углерода, количество карбидной фазы получается значительно меньше и на диаграмме состояний железо-углерод ванадий смещает эвтектидную точку S вправо, в сторону повышенного содержания углерода. Ванадий способствует получению более дисперсной микроструктуры. Карбиды и нитриды ванадия на микроструктуре проявляются в виде мелких включений неправильной формы: угловатых осколков, четырехгранников и т. п.

Молибден. С железом молибден дает твердые растворы и интерметаллические соединения – молибдены железа: Fe_3Mo_2 (фаза ϵ) и $FeMo$ (фаза η). Молибден повышает критическую точку железа A_3 и понижает кри-

тическую точку A_4 . Молибден имеет в железе ограниченную растворимость, поэтому в сплавах молибдена с железом можно получать дисперсионное твердение. Молибден также является сильным карбидообразующим элементом. Его карбидообразующая способность значительно больше хрома, но несколько меньше вольфрама. С углеродом молибден дает довольно устойчивые и прочные карбиды MoC и Mo_2C . При содержании молибдена до 10 % в основном существует только сложные (двойные) карбиды железа и молибдена типа $(FeMo)_3C$. Состав этих карбидов может меняться в широких пределах: чем выше содержание молибдена в стали, тем больше его содержится в карбидах. В стали молибден при содержании до 1 % находится не в карбидах, а главным образом в твердом растворе с железом, причем в карбидах может находиться только около 10 % молибдена, а остальной – 90 % в твердом растворе. Молибден чрезвычайно сильно задерживает рост зерна аустенита при нагреве стали и поэтому молибденовая сталь не склонна к перегреву. Молибден уменьшает энергию дефектов упаковки и усиливает стойкость к окислению при высоких температурах. Если его содержание ниже 0,1 %, эффекты пренебрежимо малы, а если содержание превышает 3 %, свойства памяти и термообрабатываемость стали ухудшаются.

Ниобий. При введении в железо ниобий повышает точку A_3 и понижает точку A_4 . Ниобий в железе имеет ограниченную растворимость, поэтому ниобиевая сталь, содержащая выше 0,2 % Nb, при соответствующей температуре закалки и отпуска, дает дисперсионное твердение. С железом ниобий образует интерметаллическое соединение Fe_3Nb_2 , а с углеродом в стали дает весьма прочный карбид ниобия – Nb_4C_3 , с содержанием углерода свыше 16 %. Карбид ниобия чрезвычайно устойчив и во время термической обработки стали не переходит в твердый раствор при нагреве до очень высокой температуры. Мелкодисперсная фаза труднорастворимых карбидов ниобия затрудняет рост зерна стали при нагреве, поэтому под влиянием ниобия сталь становится не чувствительной к перегреву. Ниобий в небольшом количестве вводят в жаропрочную сталь для повышения ее предела ползучести и теплоустойчивости.

Следует особо отметить характерную особенность ванадия и ниобия – они образуют мелкодисперсные нитриды, усиливающие сталь, что, в свою очередь, может увеличивать обратимую деформацию эффекта памяти формы.

Углерод. Углерод был выбран в качестве легирующего компонента, потому что он усиливает и стабилизирует аустенит и улучшает эффект памяти формы. Содержание ниже 0,001 % никак не влияет на свойства, а если содержание превышает 1 %, то значительно уменьшается пластичность.

5. Плавка и термическая обработка высоколегированной аустенитной жаропрочной стали с карбидным упрочнением

Все составляющие шихты были взвешены по расчету и записаны в журнал плавки. На дно тигля индукционной печи ИТПЭ-0.06/0.1ТГ1 загружалось необходимое количество $FeCr$, затем мелкая шихта (куски Ст 3), а в середину и сверху – крупные (куски Ст 3).

Расплавление шихты проводилось при максимальной мощности печи. При появлении первых порций жидкого металла была выполнена необходимая присадка плавиковой смеси на поверхность металла. Подшихтовку вели в следующем порядке: снимали шлак (шлак наводили магнезитом марки ППЭ 88) и вводили углеродистые добавки, затем $FeMn$, $FeSi$, $FeMo$ и остальные компоненты. После присадки всех ферросплавов наводили свежий шлак. За 2–3 мин до выпуска металла из печи производили раскисление силикокальцием ($CuSi$ 30 %) из расчета 0,1 % от веса металла в печи. Жидкий металл заливали в заранее подготовленные формы и изложницы.

Для устранения дендритной структуры после затвердевания сплава в электрической камерной печи при температуре 900 °С проводили гомогенизационный отжиг, выдержка длилась 3 часа, затем происходило охлаждение с печью. После отжига на образце полученного сплава была измерена твердость по Роквеллу, составившая 27 HRC.

Для обеспечения равномерного прогрева по сечению, уменьшения внутренних напряжений и деформации, а также для снижения опасности образования трещин, нагрев под закалку производили ступенчато. В частности, проводили двухступенчатый и одноступенчатый подогревы перед закалкой. Двухступенчатый подогрев проводили при температурах 500 °С, затем 800 °С. После этого проводили непосредственный подогрев под закалку. Одноступенчатый подогрев проводили при температуре 800 °С. Установлено, что для данного сплава целесообразно проводить одноступенчатый подогрев при 800 °С в течение 30 минут непосредственно перед закалкой.

Для назначения температуры закалки был проведен анализ химического состава сплава и влияния легирующих элементов на изменения критической точки A_3 , которая связана с выбором температуры закалки. Данный сплав отличается от стали 4X15N7Г7Ф2МС наличием ниобия, кобальта и меди. Ниобий повышает критическую точку A_3 , медь – понижает. Наличие в сплаве кобальта до 15 % не влияет на изменение критических точек, в исследуемом сплаве его содержится 1,92 %, поэтому его можно не учитывать. Таким образом, температура закалки составляет 1180 °С.

Общее время выдержки образцов из данного сплава состоит из суммы двух независимых величин – времени сквозного прогрева до температуры закалки и времени изотермической выдержки при этой температуре, которое необходимо для завершения определенной стадии фазовых превращений в стали после прогрева образцов по сечению. Длительность выдержки при температуре закалки составляла 15–20 минут в зависимости от размеров образцов.

Нагрев проводили в камерных печах. Одна печь выходила на режим 800 °С, в нее помещался поддон с образцами. После закрытия дверцы печи ждали, когда она выйдет на заданный режим, затем засекали время 30 мин. По окончании данного времени открывали дверцы этой печи и рядом стоящей печи, вышедшей на режим 1180 °С. Специальными термическими щипцами делали быстрый перенос с одной печи поддона с образцами в другую. После закрытия дверцы также ждали выхода второй печи на заданный режим и только после этого выдерживали 15–20 минут.

В связи с тем, что данный сплав относится к аустенитному классу, охлаждение после закалки проводили сначала на воздухе до температуры 300–400 °С для уменьшения внутренних напряжений, а следовательно деформации, а затем для ускорения процесса охлаждения до комнатной температуры проводили в воде.

Учитывая, что сплав является дисперсионно-твердеющим, после закалки проводили искусственное старение сплава. Максимум твердости и прочности, которую сплав приобретает при старении, относится к 650–700 °С, однако во избежание чрезмерной хрупкости старение проводили при более высоких температурах. Старение проводили по следующим режимам:

– 800 °С длительностью 10 часов с последующим охлаждением на воздухе;

– 1000 °С длительностью 1 час с последующим охлаждением на воздухе.

Для первого режима старения характерно наличие большого количества карбидов ванадия, тогда как второму режиму соответствует преобладание карбидов хрома.

Для дальнейшего определения механических свойств на разрыв и ударную вязкость стандартные образцы (рис. 1) подвергали термообработке.



Рис. 1. Внешний вид образцов до термической обработки

6. Результаты испытаний свойств сплава и их обсуждение

Механические испытания были проведены при комнатной температуре согласно ГОСТ 1497-84 на универсальной машине, соответствующей ГОСТ 28840-90. Испытаниям подвергались стандартные образцы для испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре, длина образцов составляла 100 мм. Для каждого режима термической обработки для определения механических характеристик исследовалось 10 образцов. Изменения значений прочностных характеристик сплава в зависимости от режимов термической обработки приведены в табл. 1.

Таблица 1

Механические характеристики сплава

Номер режима обработки сплава	σ_0 , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
1	650	1070	17	22
2	680	1120	32	36

Таким образом, режим термической обработки № 2 позволяет получить большие значения показателей

прочности и пластичности, что связано с более интенсивным дисперсионным твердением сплава. Анализ микроструктур показал, что к большему дисперсионному твердению сплава приводит режим № 2, то есть на выделение большего количества карбидов, специальных карбидов, интерметаллидов влияет в большей мере температура старения.

Визуальное исследование окалиностойкости заключалось в нагреве образцов до температур 600–1000 °С с шагом 50 °С на открытом воздухе и дальнейшего осмотра поверхности. Критерии оценки были следующими:

- 1 – окисление поверхности не наблюдалось;
- 2 – окисление наблюдалось в некоторой степени;
- 3 – значительное окисление поверхности.

Результаты исследований показали, что при нагреве образцов до температуры 750 °С окисление поверхности не наблюдалось, при 800–850 °С – окисление наблюдалось в некоторой степени, выше 850 °С наблюдалось значительное окисление поверхности (рис. 2).

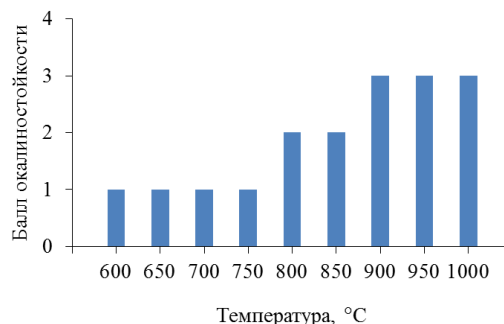


Рис. 2. Визуальная оценка окалиностойкости нового сплава

Таким образом, сплав обладает стойкостью против окисления до температуры 750 °С, при 800–850 °С – ограниченной окалиностойкостью, выше 850 °С – наблюдается интенсивный рост окалины. Целесообразно применять данный сплав при повышенных температурах до 750 °С.

Эксперимент на коррозионную стойкость сплава проводился весовым методом в 10 % растворе серной кислоты по такому плану:

- 1) подготовка образцов к эксперименту;
- 2) взвешивание образцов на аналитических весах Кл. 2 с точностью $\pm 0,0002$ г;
- 3) загрузка образцов в приготовленный 10 %-й раствор серной кислоты (верхние края должны быть погружены на 20–25 мм);
- 4) выдержка от 0,5 до 70 часов с шагом 0,5 часов;
- 5) извлечение образцов;
- 6) обработка образцов (промывания водой и спиртом);
- 7) взвешивание образцов;
- 8) расчет m по формуле:

$$\Delta m = m_1 - m_2, \tag{1}$$

где m_1 – масса образца до испытания, г; m_2 – масса образца после испытания, г.

В ходе проведения эксперимента на коррозионную стойкость сплава обнаружено, что сплав коррозион-

нотой и не подвержен изменению массы при выдержке в 10 %-ном растворе серной кислоты. Также был сделан количественный фазовый анализ на наличие в сплаве аустенита остаточного с помощью рентгеновского аппарата ДРОН-3 согласно стандартной методики. Съемку проводить в рентгеновском I-Fe излучении для исследуемого сплава. Дифрактограмма сплава после закалки при температуре 1180 °С и охлаждении на воздухе показала всплеск, соответствующий γ -Fe, следовательно содержание в сплаве аустенита остаточного – 100 %. Таким образом, подтверждено, что разработанный сплав является аустенитного класса.

6. Выводы

1. Разработан химический состав сплава с подробным обоснованием выбора каждого элемента: %: Mn=6,37±0,03, Si=1,35±0,014, C=0,53±0,024, Cr=16,53±

±0,011, Ni=6,1±0,02, Co=1,92±0,04, Cu=1,94±0,017, V=1,13±0,017, Nb=0,67±0,042, Mo=0,91±0,05, P=0,05±0,006, S=0,012±0,0024, Fe=62,55±0,07. Выполнена плавка в индукционной печи ИТПЭ-0.06/0.1ТГ1 и разработана технология термической обработки полученного сплава.

2. Установлено, что наилучшим режимом является закалка при температуре 1180 °С и старение 1000 °С длительностью 1 час с последующим охлаждением на воздухе, который позволяет получить большие значения показателей прочности и пластичности сплава, что связано с более интенсивным дисперсионным твердением сплава.

3. Исследование окалиностойкости показало, что целесообразно применять данный сплав при повышенных температурах до 750 °С. В ходе проведения эксперимента на коррозионную стойкость сплава обнаружено, что сплав является коррозионностойким и не подвержен изменению массы при выдержке в 10 %-ном растворе серной кислоты.

Литература

1. Hsu, T. Y. Prediction of martensitic transformation start temperature M_s in Fe-Mn-Si shape memory alloys [Text] / T. Y. Hsu // Materials Science Forum. – 2000. – Vol. 327-328. – P. 219–222. doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.327-328.219
2. Matsumura, O. Pseudoelasticity in an Fe-28Mn-6Si-5Cr shape memory alloy [Text] / O. Matsumura, T. Sumi, N. Tamura et. al. // Materials Science and Engineering: A. – 2000. – Vol. 279. – P. 201–206. doi: 10.1016/s0921-5093(99)00644-9
3. Peultier, B. Modeling of the martensitic phase transformation for finite element computation [Text] / B. Peultier, T. B. Zineb, E. Patoor // Journal de Physique IV (Proceedings). – 2004. – Vol. 115. – P. 351–359. doi: 10.1051/jp4:2004115041
4. Peultier, B. Macroscopic constitutive law of shape memory alloy thermomechanical behavior. Application to structure computation by FEM [Text] / B. Peultier, T. Ben Zineb, E. Patoor // Mechanics of Materials. – 2006. – Vol. 38, Issue 5–6. – P. 510–524. doi: 10.1016/j.mechmat.2005.05.026
5. Shape Memory Alloy Shape Training Tutorial [Text]. – Available at: <http://www-personal.umich.edu/~btrease/share/SMA-Shape-Training-Tutorial.pdf>
6. Jani, J. M. A Review of Shape Memory Alloy Research, Applications and Opportunities [Text] / J. M. Jani, M. Leary, A. Subic, M. A. Gibson // Materials and Design. – 2014. – Vol. 56. – P. 1078–1113. doi: 10.1016/j.matdes.2013.11.084
7. Huang, S. Optimisation of Ni–Ti shape memory alloy response time by transient heat transfer analysis [Text] / S. Huang, M. Leary, T. Attalla, K. Probst, A. Subic // Materials and Design. – 2012. – Vol. 35. – P. 655–663. doi: 10.1016/j.matdes.2011.09.043
8. Miyazaki, S. Development and characterization of Ni-free Ti-base shape memory and superelastic alloys [Text] / S. Miyazaki, H. Y. Kim, H. Hosoda // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 438–440. – P. 18–24. doi: 10.1016/j.msea.2006.02.054
9. Mereau, T. M. Nitinol compression staples for bone fixation in foot surgery [Text] / T. M. Mereau, T. C. Ford // Journal of the American Podiatric Medical Association. – 2006. – Vol. 96, Issue 2. – P. 6–102. doi: 10.7547/0960102 . PMID 16546946.
10. Hartl, D. J. Aerospace applications of shape memory alloys [Text] / D. J. Hartl, D. C. Lagoudas // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part G : Journal of Aerospace Engineering. – 2007. – Vol. 221, Issue 4. – P. 535–552. doi: 10.1243/09544100jaero211 .
11. Dilibal, S. On the Volume Change in Co-Ni-Al during Pseudoelasticity [Text] / S. Dilibal, H. Sehitoglu, R. Hamilton, H. J. Maier, Y. Chumlyakov // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528, Issue 6. – P. 2875–2881. doi: 10.1016/j.msea.2010.12.056
12. Demin, D. A. Optimization of the method of adjustment of chemical composition of flake graphite iron [Text] / D. A. Demin, V. F. Pelikh, O. I. Ponomarenko // Litejnoe Proizvodstvo. – 1995. – Vol. 7-8. – P. 42–43.
13. Demin, D. A. Complex alloying of grey cast iron [Text] / D. A. Demin, V. F. Pelikh, O. I. Ponomarenko // Litejnoe Proizvodstvo. – 1998. – Vol. 10. – P. 18–19.
14. Demin, D. A. Change in cast iron's chemical composition in inoculation with a Si-V-Mn master alloy [Text] / D. A. Demin // Litejnoe Proizvodstvo. – 1998. – Vol. 6. – P. 35.