УДК 53.081.7,53.082.12

КРИОГЕННЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ 316L-IG И ЭП302-Ш

А.В. Кривых, А.В. Поляков, В.И. Щербаков

НИИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

Проведены механические испытания методом одноосного растяжения стандартных образцов аустенитных нержавеющей сталей 316L-IG и ЭП302-Ш в среде жидкого и газообразного гелия. Согласно полученным результатам сталь 316L-IG можно использовать в качестве конструкционного материала при температурах ниже 7 К и при прочих равных условиях для изготовления подложек ВТСП второго поколения во всём диапазоне криогенной температуры. Вязкость стали ЭП302-Ш в несколько раз ниже, чем у 316L-IG, при гелиевой температуре и достигает сравнимого с 316L-IG значения выше 20 К при сохранении удовлетворительных, сравнимых с 316L-IG, упругих и прочностных свойств во всём диапазоне криогенной температуры. С учётом более низкой стоимости сталь ЭП302-Ш может рассматриваться в качестве материала для изготовления подложек ВТСП второго поколения в устройствах, эксплуатируемых при температурах выше 20 К. Для стали ЭП302-Ш обнаружено нетривиальное поведение с деформацией эффективного модуля Юнга, указывающее на восстановление высокой упругости материала в области скачкообразной деформации.

Ключевые слова: механические испытания, жидкий гелий, аустенитная нержавеющая сталь, ВТСП второго поколения.

MECHANICAL PROPERTIES OF THE AUSTENITIC STAINLESS STEELS 316L-IG AND EP302-ES AT CRYOGENIC TEMPERATURES

A.V. Krivikh, A.V. Polyakov, V.I. Shcherbakov

NRC «Kurchatov Institute», Moscow, Russia

Mechanical tests of the standard samples of austenitic stainless steels 316L-IG and EP302-ES were carried out by uniaxial tension in liquid and gaseous helium. According to the results obtained, the steel 316L-IG can be used as structural material at temperatures below 7 K and, ceteris paribus, to fabricate substrates for HTSC-2G throughout the range of cryogenic temperatures. Viscosity of the steel EP302-ES is several times lower than for 316L-IG at helium temperatures and comparable with the latter above 20 K when maintaining satisfactory elastic and strength properties, comparable with 316L-IG, in all range of cryogenic temperatures. Owing to lower cost, the steel EP302-ES can be interested as alternate material for HTSC-2G substrates in devices operating at temperatures higher 20 K. For the steel EP302-ES nontrivial behavior with deformation of the effective Young's modulus was found which indicates the recovery of high elasticity of the material in the range of serration.

Key words: mechanical testing, liquid helium, austenitic stainless steel, HTSC-2G.

DOI: 10.21517/0202-3822-2019-42-4-39-44

ВВЕДЕНИЕ

Нержавеющая сталь 316L-IG (ближайший российский аналог 03X17H13AM3) относится к сталям аустенитного класса и широко используется при создании криогенных установок, работающих при температурах ниже 7 К, например, магнитной системы ИТЭР [1]. Однако её производство, как и производство большинства сталей аустенитного класса 300-й серии, обходится достаточно дорого. В настоящей работе самая дешёвая сталь этой серии ЭП302-Ш с минимальным содержанием хрома и никеля была испытана по методике разрушающего механического контроля при температуре ниже 7 К [2] с целью определения её конструктивных возможностей при криогенных температурах. Дополнительно механические свойства стали ЭП302-Ш были изучены в широком диапазоне температуры — от жидкого гелия до 60 К с целью выяснения возможности её использования в качестве материала подложки при изготовлении ВТСП второго поколения вместо обычно применяемой дорогостоящей стали 310S [3] и не менее дорогих сталей марки 316 [4, 5].

Механические испытания стали ЭП302-Ш проводили на стандартных образцах, в качестве контрольных образцов использовали аналогичные образцы стали 316L-IG из партии [6], предназначенной для изготовления деталей и конструкционных узлов полоидальной катушки PF-1 сверхпроводящей маг-

нитной системы ИТЭР. Содержание химических элементов в испытанных сталях ЭП302-Ш и 316L-IG, прошедших электрошлаковый переплав, приведено в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Содержание химических элементов в сталях 316L-IG и ЭП302-Ш

Сталь	Масс. % (остальное Fe)							
	C	Si	Mn	Nb	Cr	Ni	Mo	N
316L-IG	0,03	0,35	1,65	0	17,3	12,1	2,4	0,07
ЭП302-Ш	0,08	2,76	0,63	0,87	15,68	8,46	—	—

МЕТОДИКА

Механические испытания на растяжение проводились в среде жидкого и газообразного гелия на универсальной испытательной машине «Инстрон-1195» и напольной испытательной машине «Инстрон-5982» (рис. 1) с максимальной нагрузкой 100 кН. Для создания низких температур использовали несущий нагрузку криостат погружного типа, позволявший растягивать образцы с усилием до 45 кН. Механическая жёсткость всей системы определялась жёсткостью криостата и составляла $7,5 \cdot 10^{-2}$ мкМ/Н.

Рис. 1. Испытательная машина «Инстрон-5982» с несущим нагрузку гелиевым криостатом (а) и стандартные экстензометры универсальной испытательной машины «Инстрон-1195» с базами 10 мм (б) и 25 мм (в), установленные на стандартных образцах

Стандартные образцы сталей ЭП302-Ш и 316L-IG в состоянии поставки с длиной рабочей части 30 мм и диаметром 5 мм подвергались одноосному растяжению с постоянной скоростью $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ вплоть до разрушения. В процессе испытаний нагрузка измерялась датчиками, расположенными на раме машин. Для измерения локальной деформации на образцах ЭП302-Ш использовали штатные, предварительно проградуированные при криогенных температурах экстензометры машины «Инстрон-1195» с базами 10 и 25 мм (см. рис. 1), относительная точность показаний которых составляла 0,2% при температуре ниже 7 К. На образцах 316L-IG измеряли полную деформацию на испытательной машине «Инстрон-5982» по перемещению траверсы машины с точностью 2%. Дополнительно во всех случаях после испытаний определяли полную максимальную деформацию образца (максимальное удлинение до разрыва) по удлинению рабочей части. Температура в процессе испытаний измерялась с относительной точностью 0,5% угольным термометром, расположенным на поверхности посередине образца под экстензометром.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Сталь 316L-IG имеет высокую вязкость и относительно высокий предел упругости при температурах ниже 7 К [7], где её прочностные свойства сравнимы со свойствами хорошо изученной стали 316LN-IG [8], использованной в оболочке ТФ-проводника ИТЭР. Механические испытания образцов стали 316L-IG для магнитной системы РР-1 ИТЭР [6] проводили в соответствии с требованиями контроля качества [9] при температуре ниже 7 К. Типичный результат испытаний представлен на рис. 2, где показана зависимость механического напряжения (нагрузки, делённой на начальную площадь поперечного сечения рабочей части стандартного образца) от полной деформации, а также фотографии образцов до и после испытания. На боковой поверхности образцов после испытаний хорошо видны следы от выходов многочисленных полос скольжения, расположенных под углом к оси растяжения и равномерно распределённых по всей длине, разрыв происходит по одной из полос по типу сдвига. Максимальное удлинение образцов до разрыва (вязкость) составляет $40 \pm 2\%$ (при уменьшении площади поперечного сечения в среднем на 30%), предел упругости 820 МПа и предел прочности 1400 МПа (табл. 2), что хорошо согласуется с данными [6] и удовлетворяет требованиям контроля качества [9]. По вязкости и упругости сталь 316L-IG не уступает стали 310S при гелиевой температуре (см. табл. 2) и, в принципе, может использоваться для изготовления подложек ВТСР второго поколения при криогенной температуре.

Рис. 2. Типичная зависимость (испытано три образца) механического напряжения от полной деформации для стандартного образца 316L-IG в газообразном гелии при температуре ниже 7 К. На вставке — фотографии образцов до (а) и после (б) испытания

Т а б л и ц а 2. Механические свойства нержавеющей сталей аустенитного класса 316L-IG и ЭП302-Ш, а также стали 310S, при криогенной температуре

Марка стали	Температура, К	Предел упругости, МПа	Предел прочности, МПа	Удлинение, %	Ссылка
316L-IG	Ниже 7 К, газообразный гелий	820	1400	40	Данная работа [7]
ЭП302-Ш	4,2 К, жидкий гелий	850	1520	37	Данная работа
	Ниже 7 К, газообразный гелий	600	1300	6	Данная работа
	20—60 К, газообразный гелий	700	1800	9,5	Данная работа
310S	20—60 К, газообразный гелий	600	1700	40	Данная работа
	4,2 К, жидкий гелий	780	1270	54	[15]

Результаты испытания образца ЭП302-Ш в газообразном гелии при температуре ниже 7 К показаны на рис. 3, где представлены временные зависимости механического напряжения, локальной деформации и температуры на поверхности образца вплоть до его разрушения, а также фотографии образцов до и после испытания. Максимальное удлинение образца до разрыва составляет приблизительно 15% (см. рис. 3, а, б) — в 2,5 раза меньше, чем в 316L-IG, и площадь поперечного сечения уменьшается в среднем на 14%. Разрыв образца происходит по типу скола на конце его рабочей части практически перпендикулярно оси растяжения. Такое разрушение принципиально отличается от разрушения по типу сдвига стали 316L-IG (см. рис. 2). Этот факт наряду с меньшим максимальным удлинением образца до разрыва свидетельствует о более низкой

Рис. 3. Временные зависимости механического напряжения (1), локальной деформации (2) и температуры (3) на поверхности для стандартного образца ЭП302-Ш в газообразном гелии при температуре ниже 7 К (испытан один образец, локальная деформация измерялась экстензометром с базой 10 мм). На вставке — фотографии образцов до (а) и после (б) испытания, а также образца после испытания в диапазоне температуры 20—60 К (в) (испытан один образец)

вязкости стали ЭП302-Ш, что, возможно, связано с более интенсивным образованием в ней мартенсита вследствие более низкого содержания никеля, стабилизирующего аустенит [10, 11].

Характер корреляции между механическим напряжением и локальной деформацией на образце ЭП302-Ш (см. рис. 3) указывает на высокую степень локализации сдвиговой деформации [12] и прохождение полного цикла разгрузка—сжатие—нагрузка в области сдвига [13] подобно тому, как это происходит в стали 316LN-IG [14]. Как и в случае 316LN-IG, эти процессы приводят к скачкам температуры на поверхности образца в областях сдвига вплоть до 35 К (наиболее сильные эффекты вблизи 175, 200, 280, 310, 380, 470 и 580 с на рис. 3). Реальный же рост температуры в области сдвига намного больше, о чём свидетельствуют всплески температуры при локальных сжатиях (вблизи 250, 350 и 450 с на рис. 3), т.е. при сдвигах вне экстензографа, в непосредственной близости от него. Длительность температурных скачков во всех случаях составляет от 2 до 5 с (см. рис. 3). Заметим, что экстензограф регистрирует только на часть сдвигов в образце, а именно на те, которые происходят под ним и рядом. О полном же их количестве за всё время испытания следует судить по количеству сбросов на кривой механического напряжения. Учитывая то обстоятельство, что скачок температуры при каждом сдвиге длится в среднем 3,5 с, нетрудно оценить часть времени, которую различные области образца (вблизи сдвигов) проводят при повышенной температуре, — примерно 20% (см. рис. 3). Величина этой температуры, оцененная по семи наиболее сильным температурным эффектам, составляет приблизительно 25 К. Таким образом, в газообразном гелии локальная температура в образце примерно пятую часть времени испытания превышает номинальную на несколько десятков градусов подобно тому, как это наблюдали в [15].

Для адекватного представления о поведении стали ЭП302-Ш при повышенной температуре полная деформация стандартного образца была измерена в диапазоне температуры 20—60 К, где сдвиговая деформация и локальные скачки температуры подавлены [16]. Максимальное удлинение до разрыва составило около 30% — вдвое больше, чем при 7 К (см. рис. 3, а, в), и не намного меньше, чем в стали 316L-IG при 7 К. Площадь поперечного сечения по образцу сократилась в среднем на 25%, а в месте разрыва образовалась шейка площадью на 40% меньше, в целом поперечное сечение уменьшилось на те же 30%, что и в стали 316L-IG при 7 К. Разрушение образца произошло по типу скола перпендикулярно оси растяжения, как при 7 К. Вязкость стали ЭП302-Ш в этом диапазоне температуры близка к вязкости стали 316L-IG при гелиевой температуре (см. табл. 2).

Рис. 4. Временные зависимости механического напряжения (1), локальной деформации (2) и температуры на поверхности (3) для стандартного образца ЭП302-Ш в жидком гелии, 4,2 К (испытан один образец). Локальная деформация измерялась экстензографом с базой 25 мм. На вставке — фотографии образцов до (а) и после (б) испытания

экстензогра (см. 3, а, б и 4, а, б), такое различие может указывать на накопление избыточной деформации, природа которой не ясна, в тех частях образца, которые не контролируются экстензографом и в том числе вблизи места разрыва. Разрыв в жидком гелии происходит хрупко, по типу скола без образования шейки, площадь поперечного сечения по образцу уменьшается в среднем на 8%. По сравнению с диапазоном температуры 20—60 К предел прочности уменьшается на 30%, предел упругости почти не зави-

Для получения надёжных данных о вязкости стали ЭП302-Ш при температуре ниже 7 К были проведены испытания в жидком гелии (рис. 4), где интенсивность теплосъёма в 200 раз выше, за счёт чего скачки температуры при сдвигах уменьшаются, сокращается их длительность и температура образца удерживается вблизи номинальной 4,2 К. В отличие от испытания в газообразном гелии измерение локальной деформации проводилось экстензографом с большой базой, перекрывавшей рабочую часть образца на 83%. Максимальное удлинение образца до разрыва составило около 9%, тогда как полная локальная деформация только 6% (см. рис. 4), т.е. в 1,5 раза меньшая величина, как и при испытании в газообразном гелии (см. рис. 3). Учитывая то обстоятельство, что в обоих случаях разрыв образца происходит на границе рабочей части вне экстен-

сит от температуры и вязкость снижается почти в 7 раз (см. табл. 2). Если сравнивать со сталью 316L-IG, а также 310S (см. табл. 2), то вблизи гелиевой температуры сталь ЭП302-Ш по прочности и упругости им практически не уступает, но её вязкость снижена в 7 и 9 раз соответственно. В то же время при температуре выше 20 К вязкости всех сталей вполне соизмеримы. С учётом заметно более низкой стоимости стали ЭП302-Ш это обстоятельство делает её конкурентоспособным материалом для изготовления подложек ВТСП второго поколения в устройствах, эксплуатация которых рассчитана на температуру выше 20 К.

На рис. 5 показаны зависимости механического напряжения и эффективного модуля Юнга от локальной деформации на рабочей части стандартного образца ЭП302-Ш в жидком гелии. В области упругой деформации меньше 0,1% эффективный модуль Юнга [17] составляет около 200 ГПа — величину, обычную для нержавеющей сталей аустенитного класса 300-й серии [18]. При увеличении деформации до 0,3% он снижается почти в 2,5 раза и затем постепенно восстанавливается до исходного значения при деформации выше 0,7%. Такое поведение модуля Юнга является нетривиальным и указывает на восстановление высокой упругости материала в области скачкообразной деформации.

Рис. 5. Зависимость механического напряжения (1) и эффективного модуля Юнга (2) от локальной деформации для стандартного образца ЭП302-Ш в жидком гелии, 4,2 К (локальная деформация измерялась экстензометром с базой 25 мм). Для уменьшения погрешности при определении $\delta\sigma/\delta\varepsilon$ было применено статистическое сглаживание данных с помощью Savitzky-Golay smoothing filter (три итерации)

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведённые механические испытания стали 316L-IG из партии, предназначенной для изготовления деталей и конструктивных узлов полоидальной катушки PF-1 сверхпроводящей магнитной системы ИТЭР, показали, что она соответствует предъявляемым к ней требованиям контроля качества Международной организации ИТЭР и может использоваться как конструкционный материал при температуре ниже 7 К. В области гелиевой температуры она не уступает стали 310S по вязкости и упругости и может рассматриваться в качестве материала для изготовления подложек ВТСП второго поколения во всём диапазоне криогенной температуры.

В области криогенной температуры пластические свойства стали ЭП302-Ш сильно зависят от температуры при сохранении удовлетворительных, сравнимых со сталью 316L-IG упругих и прочностных свойств. В области гелиевой температуры ниже 7 К её вязкость почти на порядок ниже, чем у 316L-IG и 310S, но достигает приемлемого значения (40%) выше 20 К. Это обстоятельство делает её конкурентоспособным материалом для изготовления подложек ВТСП второго поколения и элементов конструкций для устройств, эксплуатируемых при температуре выше 20 К (таких как накопители энергии, токоограничители постоянного тока для тяговых сетей железных дорог, передающих сетей на напряжения выше 300 кВ и др.), в которых возникают большие механические напряжения пондеромоторного и/или термомеханического характера.

В жидком гелии эффективный модуль Юнга для стали ЭП302-Ш составляет величину, обычную для нержавеющей сталей аустенитного класса 300-й серии. Его поведение с деформацией является нетривиальным и указывает на восстановление высокой упругости материала в области скачкообразной деформации.

Результаты настоящей работы могут быть использованы при создании первого демонстрационного термоядерного реактора с ненулевым КПД (ДЕМО), первого термоядерного источника нейтронов (ТИН) и других установок в области управляемого термоядерного синтеза (УТС).

Авторы благодарны С.А. Кунавину, В.Н. Скоробогатых и Е.Л. Марушину за предоставленные образцы и помощь в работе и выражают признательность А.В. Иродовой за полезные обсуждения.

REFERENCES

1. Mitchell N., Devred A., Libeyre P., Lim B., Savary F. — IEEE Transactions on Applied Superconductivity, 2012, vol. 22, № 3, Art. № 4200809.
2. Tronza V.I., Kravtsov D.E., Zernov S.M., Shlyakhov M.Y., Merzlyakova I.E., Grachev R.S., Patsyrny V.I., Abdyukhanov I.M., Alekseev M.V., Mareev K.A., Vysotsky V.S., Potanina L.V., Kaverin D.S., Patrikeev V.M., Svertnev S.A., Krivikh A.V. — Ibid., 2016, vol. 26, № 4, Art. № 4200105.
3. Usoskin A., Betz U., Hofacker F., Dietrich R., Schlenga K. — Ibid., 2017, vol. 27, № 4, Art. № 6600605.
4. Ohki K., Nagaishi T., Kato T., Yokoe D., Hirayama T., Ikuhara Y., Ueno T., Yamagishi K., Takao T., Piao R., Maeda H., Yanagisawa Y. — Supercond. Sci. Technol., 2017, vol. 30, pp. 1—7.
5. Seeber B. Handbook of Applied Superconductivity. — IOP Publishing Ltd., 1998, vol. 1, Part F1.2, p. 1000.
6. Inspection Certificate 3.1. 10204:2004 INDASTEEL France. Grade 316L-IG ITER D 2FPD4R V.1.3, 22.06.2009.
7. Garion C., Skoczen B., Sgobba S. — International J. of Plasticity, 2006, vol. 22, № 7, pp. 1234—1264.
8. Anashkin O.P., Keilin V.E., Krivikh A.V., Diev D.N., Dinisilov A.S., Shcherbakov V.I., Tronza V.I. — Adv. in Cryogenics Engineering, 2012, vol. 58, pp. 117—124.
9. Technical Specification for the Poloidal Field Coil of the ITER Magnet System. PF-1 ITER — 1.1 P3A RF.01. 2010.
10. Netesov V.M., Bereznyak P.A., Ozhigov L.S., Khaydak V.V. — VANT. Ser. Fizika radiatsionnykh povrezhdeniy i radiatsionnoe materialovedenie (Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Physics of radiation damages and radiation material science), 2003, vol. 84, issue 6, pp. 24—27 (in Russian).
11. Shapovalov I.A. — Ukrainskiy fizicheskiy zhurnal (Ukrainian physical journal), 1984, vol. 29, pp. 1562—1566 (in Russian).
12. Dolgin A.M., Bengus V.Z. — Fizika nizkikh temperatur (Physics of low temperatures), 1990, vol. 16, pp. 254—260 (in Russian).
13. Krivikh A.V., Irodova A.V., Keilin V.E. — ZhTF (JTPH), 2015, vol. 85, № 1, pp. 73—79 (in Russian).
14. Krivikh A.V., Anashkin O.P., Keilin V.E., Diev D.N., Dinisilov A.S., Shcherbakov V.I., Tronza V.I. — ZhTF (JTPH), 2012, vol. 82, issue 11, pp. 99—105 (in Russian).
15. Ogata T., Yuri T., Ono Y. — Adv. Cryog. Eng. Mater., 1988, vol. 34, pp. 209—215.
16. Obst B., Nyilas A. — Mater. Sci. Engin., 1991, vol. 137, pp. 141—150.
17. Skotczen B.T. Compensation System for Low Temperature Application. — Berlin—Heidelberg: Springer-Verlag, 2004, pp. 93—95.
18. Wigley D.A. Mechanical Properties of Materials at Low Temperatures. — NY-London: Plenum Press, 1971. 376 p.

AUTHORS

Krivikh A.V. NRC “Kurchatov Institute”, pl. Akademika Kurchatova 1, 123182 Moscow, Russia; Krivikh_AV@nrcki.ru

Polyakov A.V. NRC “Kurchatov Institute”, pl. Akademika Kurchatova 1, 123182 Moscow, Russia; alxadress@gmail.com

Shcherbakov V.I. NRC “Kurchatov Institute”, pl. Akademika Kurchatova 1, 123182 Moscow, Russia; v0v04ka@yandex.ru

Received 26 September 2019

Revised 26 September 2019

Accepted 30 September 2019

Problems of Atomic Science and Technology
Ser. Thermonuclear Fusion, 2019, vol. 42, issue 4, pp. 39—44