

特集：カーボンニュートラル社会への取り組み

高圧水素用ステンレス鋼及び溶接部の耐水素ぜい性

日本製鉄株式会社
小 薄 孝 裕

1. はじめに

水素は、石炭や石油のような化石燃料に代わる CO₂ 排出を伴わない次世代エネルギーの一つとして注目されており、日本政府による水素基本戦略の改定（2023年6月）では2030年に300万トン、2040年に1200万トンの水素導入目標が掲げられている。一方、日本のCO₂排出量の約20%は運輸部門からであり、その約85%を占める自動車業界は、2014年にCO₂排出ゼロである量産型の燃料電池車（Fuel Cell Vehicle, FCV）を国内市場に投入した。そのため、足下の水素利活用による普及拡大を担うのは、FCVの普及とFCVに水素を供給する水素ステーションの整備である。一般社団法人次世代自動車振興センターによると¹⁾、2024年9月11日時点で稼働している水素ステーションは157箇所であり、2025年までに320箇所、グリーン成長戦略において2030年までに1000箇所の建設が目標とされている。しかしながら、FCVの累積販売台数と水素ステーション基数は伸び悩んでおり、更なる普及拡大にはFCVが有する長い航続距離のメリットを活かすべく、国内の広範な地域に水素ステーションネットワークを構築することが必要であること、さらにそれを達成するためには水素ステーションの建設コスト低減が期待されている。

水素ステーションは、都市ガスやLPガスを用いて水蒸気改質等で製造した水素（オンサイト方式）又は外部で製造してカードル等で運搬・貯蔵された圧縮水素/液化水素（オフサイト方式）を所定の圧力まで圧縮機で昇圧して蓄圧器にて貯蔵し、FCVタンク温度上昇を防止するためにFCVに充填する前に水素をプレクーラーで冷却、その後流量・圧力を制御しながらディスペンサーを介してFCVに供給する流れである。水素ステーションにはFCVへの水素補給をガソリン車並みの時間で完了することが要求されており、そのためには水素ガスを超高压化して充填する必要がある。そのため、現在は70MPa級の高圧水素ステーションが主流である。一方、水素ステーションに使用される鉄鋼材料は、水素ガス圧力の増加により侵入する水素量が増加するため、水素吸収に伴う機械的性質の劣化や破壊を引き起こす「水素ぜい化」が問題となる。本稿では、このような高圧水素ガス環境下で使用可能な鉄鋼材料の種類と水素ぜい化特性の評価方法、及び現在の水素ステーションで使用されている高強度高窒素ステンレス開発鋼を紹介するとともに、SUS316Lステンレス鋼溶接部の高圧水素ガス環境下での水素ぜい化抑制指針に関する研究事例を述べる。

2. 高圧水素環境で使用される材料

高压化した水素ガスを輸送・貯蔵する機器や配管・バルブ類、FCVに搭載されるタンクや水素ステーションで使用される高圧水素貯蔵容器（蓄圧器）では、最大で約100MPaの高圧水素ガスに曝される。これらの機器や部材では金属材料や樹脂材料、炭素繊維等が使用されているが、鉄鋼材料は機械的特性、コスト、リサイクル性のバランスに優れるため幅広く使用されている。鉄鋼材料の多くは

炭素鋼や Cr, Mo 等の合金元素を含有する低合金鋼であり、蓄圧器では低合金鋼が用いられている。一方、炭素鋼や低合金鋼は体心立方 (body centered cubic, bcc) 結晶構造を持ち、水素ぜい化が生じやすい。そのため、水素の拡散が遅く、且つ水素の固溶量大きい面心立方 (face centered cubic, fcc) 結晶構造を有するオーステナイト系ステンレス鋼が配管・バルブ類等に使用されている。

3. 高圧水素用材料の水素ぜい化特性評価方法

鉄鋼材料が高圧水素ガスに曝されると、延性や強度等の機械的特性が低下し、水素ぜい化が生じることがある。FCV や水素ステーションで使用可能な材料を選定するためには、高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性の評価が必要となるため、2003 年より新エネルギー・産業技術総合開発機構 (New Energy and Industrial Technology Development Organization, NEDO) が先導する各種の国家プロジェクトが開始した。その中で、高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性の迅速な評価手法として有効なものが極低ひずみ速度引張試験 (Slow Strain Rate Test, SSRT) である²⁾。水素ぜい化は、水素の拡散とぜい化部への水素の集積に時間を要するため、ひずみ速度が小さいほど顕著となることから、通常の引張試験よりも遅いひずみ速度で引張試験を実施する必要がある。図 1 には SSRT の構成を示す。圧力容器中に高圧の水素ガスや大気中・不活性ガス (Ar や N₂) を所定の圧力まで圧縮して封入し、所定のひずみ速度で引張る。試験片には丸棒や板状の引張試験片を使用する。得られた高圧水素ガス中の機械的特性 (引張強さ、破断伸び、破断絞り等) を大気中または不活性ガス中の特性と比較し、高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性を評価する。ひずみ速度は 10⁻⁴/s 以下とすることで高圧水素ガスの影響が顕著となる³⁾。

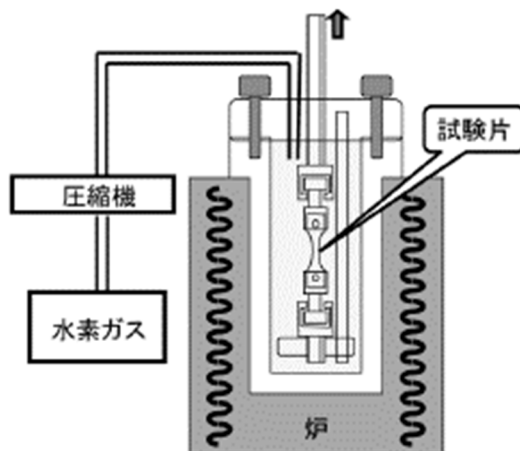


図 1 SSRT 試験機の模式図⁴⁾

図 2 は水素ぜい化する金属材料に対し、大気中及び高圧水素ガス環境中での応力ひずみ曲線を示す。水素ぜい化しやすい金属材料は大気中の引張強さ、破断伸びや破断絞りと比べて小さくなり、大気中や不活性ガス環境中に対する高圧水素ガス環境中での比である相対破断強度 (Relative Tensile Strength, RTS)、相対破断伸び (Relative Elongation, REL) や相対破断絞り (Relative Reduction of Area, RRA) を用いて高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性を相対的に評価することが可能である。すなわち、RTS、REL、RRA が高いほど高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性に優れることを表している。

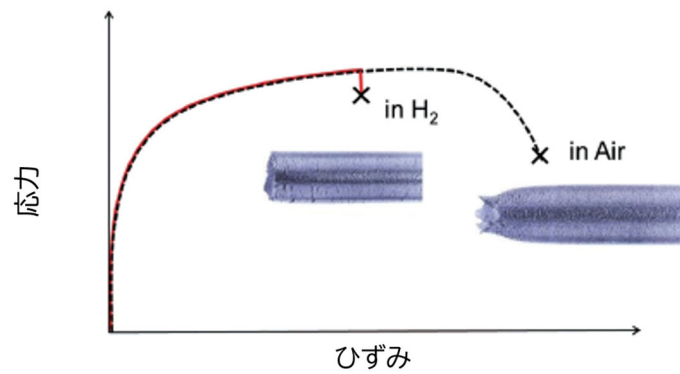


図2 SSRT で得られる S-S カーブの比較 (模式図) 4)

4. 高圧水素用ステンレス鋼の種類

4.1 一般則例示基準

図3は低合金鋼、各種ステンレス鋼、Ni 基合金の SSRT 結果を示す⁵⁾⁻⁶⁾。水素ガス圧力は 45~90M Pa であり試験温度は室温である。縦軸は RRA、横軸は Ni 当量 ($=Ni+0.65Cr+0.98Mo+1.05Mn+0.35Si+12.6C$) であり、fcc 結晶構造のオーステナイト相の安定度を示すパラメータである。高圧水素ガス環境下の耐水素ぜい性は Ni 当量と相関があり、bcc 結晶構造を有する低合金鋼や SUS420、SUS630 等のマルテンサイト系及び析出硬化系ステンレス鋼の RRA は小さく耐水素ぜい性は低い。また、fcc 結晶構造を有する SUS304 や SUS304L は Ni 当量が SUS316 等よりも小さいため、引張変形時に水素ぜい化しやすいマルテンサイトが生成して RRA が小さい。SUS316 や SUS316L 等の Ni 当量の高いオーステナイト系ステンレス鋼はオーステナイト相の安定度が高いため引張変形時にマルテンサイトが生成せず、 $RRA \geq 80\%$ の良好な耐水素ぜい性を示す。一方、Ni の含有量が過剰な Ni 基合金は Ni 当量が高いにも関わらず RRA が低下しており高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性が低い。

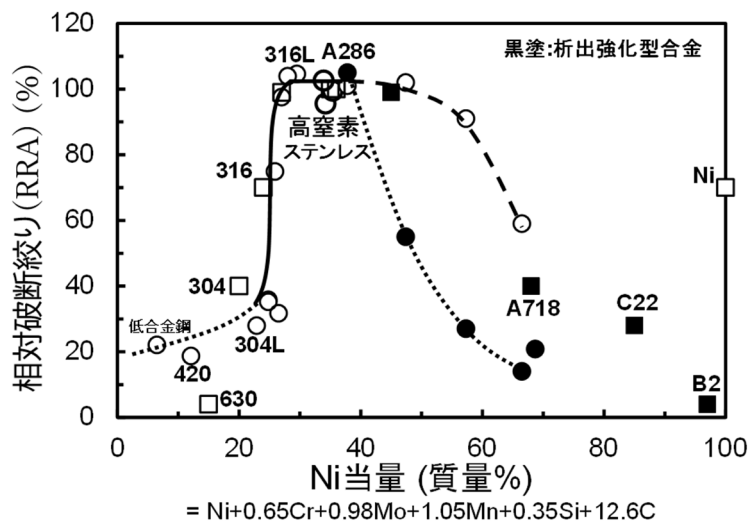


図3 低合金鋼、ステンレス鋼、Ni 基合金の高圧ガス環境下での耐水素ぜい性

水素ステーションでは充填する水素を約-40℃にプレクーリングすることで急激な圧力上昇による FCV に搭載された高圧水素タンクの温度上昇を抑制している。図3は室温での SSRT 結果である

が、温度が約-40℃に低下すると高圧水素ガスによるぜい化が助長されるため、使用される温度範囲に応じて Ni 当量が所定の値以上の SUS316 や SUS316L 系の材料を使用することが高圧ガス保安協会の一般則例示基準 9.2 で推奨されていた⁷⁾。図 4 の旧基準に示すように、使用温度の範囲に応じて SUS316/SUS316L のミルシートから計算される Ni 当量が所定の数値を満足すること、且つ絞り値 $\geq 75\%$ を満足する必要があった。特に Ni 当量 $\geq 28.5\%$ を有する SUS316L の市中での流通量は限定的なため、SUS316L の使用範囲を拡大すべく、NEDO「超高圧水素インフラ本格普及技術研究開発事業/国内規制適正化に関わる技術開発/新たな水素特性判断基準の導入に関する研究開発」において現行の絞り基準に代わる新たな水素特性判断基準が検討された⁸⁾。具体的には、高圧水素ガス環境下の基準として絞りではなく伸びが適用できること、伸びについては水素の影響を許容する代わりに裕度を設けること、水素中では大気中と比べて引張強さが低下しないことを新たな水素適合性判断基準として確立され、一般則例示基準 9.2 が 2020 年 11 月に改正された。伸びを基準とすることで絞り値 $\geq 75\%$ の規制が撤廃された。

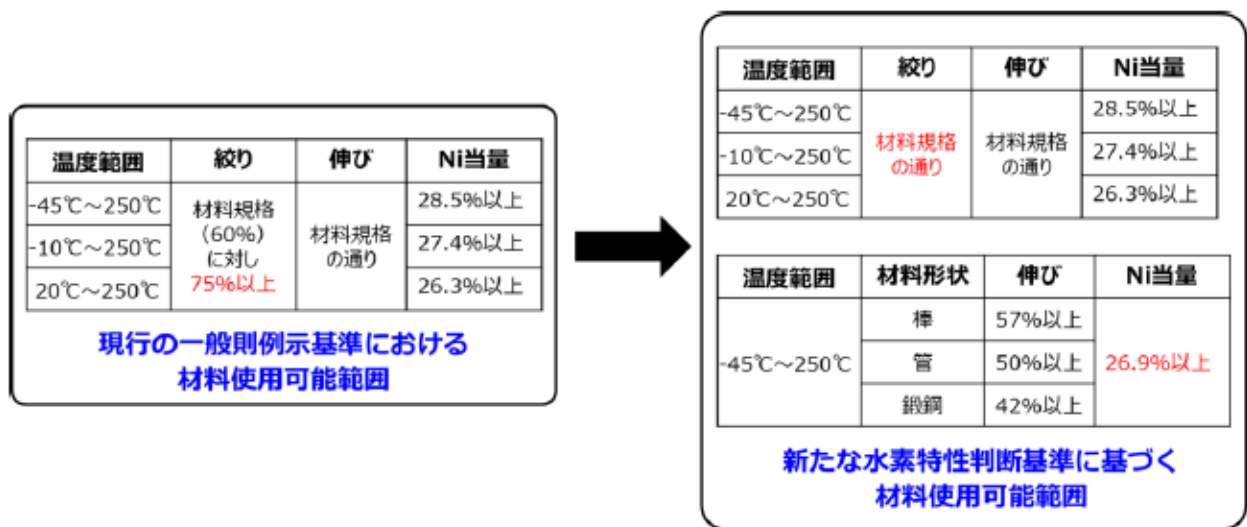


図 4 一般則例示基準 9.2 の改正における SUS316 の使用可能範囲の新旧比較⁸⁾
(左：旧基準 右：新基準)

4.2 高強度高窒素ステンレス鋼

FCV への水素補給をガソリン車並みの時間で完了するためには、超高圧化した水素ガスを大流量で流す必要がある。高圧水素ガス環境下で優れた耐水素ぜい性を有する SUS316L は、高圧水素ガス配管設計の基準となる 0.2%耐力や引張強さが低いため、水素ガス配管の流路面積を増加するためには配管肉厚を増加する必要がある。そのため、水素ステーションで使用される圧縮機やディスプレイ等の大型化や厚肉化による溶接施工能率の低下が避けられず、水素ステーション普及の障壁となる。そのため、SUS316L を冷間加工による加工硬化によって高強度化したものが使用されているが、冷間加工を施した SUS316L は、装置の組立や配管を接続する際に溶接施工を適用した場合、溶接熱影響部 (Heat Affected Zone, HAZ) が軟化するため、コーン&スレッド法などのねじ継手を用いる必要がある。水素ステーションの建設では、数百箇所の継手部が存在するため、組立に加えてメンテナンス費用も増加すること、且つ運転時の振動等によってねじ継手部から水素ガスがリークする懸念もある。従って、溶接施工が可能な高強度と高圧水素ガス環境下での優れた耐水素ぜい性を有する金属材料が求められていた。このような背景の下、日本製鉄では SUS316L の 1.5 倍以上の引張強さ (800MPa) を有し、且つ SUS316L と同等以上の高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性を有する新たな高強度高窒素ステンレス鋼が開発されている^{9)~11)}。また、希少元素である Ni や Mo 等を低減した

ステンレス鋼として、旧日鉄ステンレス（現日本製鉄¹²⁾¹³⁾、愛知製鋼¹⁴⁾においても新たなステンレス鋼が開発されている。本稿では、現在の水素ステーションにおいて高圧水素配管材料として使用されている日本製鉄の開発鋼についてその特徴を紹介する。

表 1 は開発鋼の化学組成を示す。化学組成の特徴は、SUS316L をベースに 0.25%以上の N の添加による固溶強化と Nb と V 微量添加による析出強化を組み合わせた 800MPa 以上の引張強さ、及び Cr、Mn 量の最適化によって優れた耐水素ぜい性との両立を指向している点である。

表 1 開発鋼の化学組成 (mass%)⁴⁾

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb(Cb)	N	Ni 当量
SUS316L	≦ 0.030	≦ 1.00	≦ 2.00	12.00- 15.00	16.00- 18.00	2.00- 3.00	-	-	-	-
開発鋼	0.005- 0.060	0.20- 1.00	4.30- 6.00	12.00- 13.50	21.50- 23.50	1.50- 3.00	0.15- 0.30	0.15- 0.30	0.25- 0.40	≧ 32.09

表 2 は製品の種類ごとの機械的性質の保証値を示す。開発鋼は溶体化熱処理仕上げにも関わらず、外径 100mm を超える鋼棒を除き、引張強さ 800MPa 以上の高強度と伸び 35%以上の優れた延性を両立している。

表 2 開発鋼の機械的性質 (常温)⁴⁾

製品	0.2%耐力	引張強さ	伸び	絞り
継目無し鋼管	≧430 MPa	≧800 MPa	≧35%	NA
鋼棒	外径≦100mm	≧430 MPa	≧800 MPa	≧55%
	外径>100mm	≧380 MPa	≧690 MPa	≧55%

図 5 は外径 14.3mm 且つ肉厚 4.1mm、及び外径 9.53mm 且つ肉厚 2.2mm の開発鋼鋼管について-40 ~+250℃の温度範囲にわたって引張試験を実施した結果を示す。温度の上昇によって 0.2%耐力及び引張強さは低下するものの、約 80℃までは引張強さが 800MPa 程度を有している。

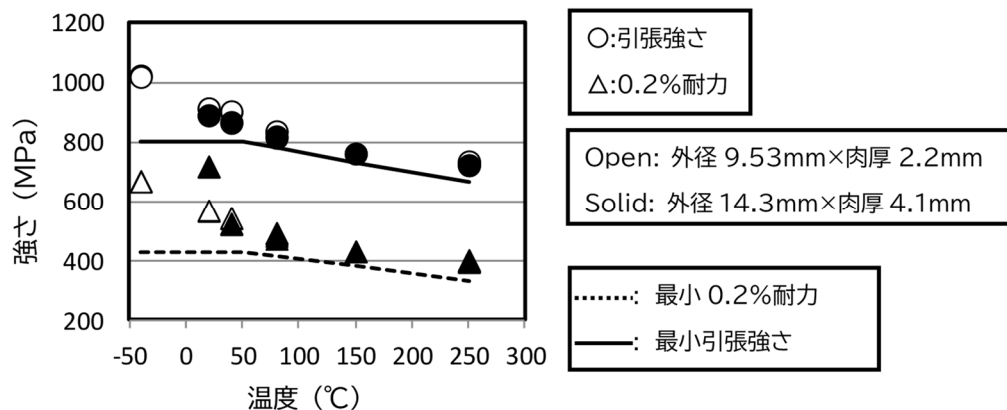


図 5 開発鋼の機械的性質に及ぼす温度の影響⁴⁾

図 6 は開発鋼のシャルピー衝撃特性を示す。試験温度が 50℃以下の場合には外径 45mm×肉厚 10.75mm の鋼管肉中から試験片を採取し、試験温度が 50℃より高温の場合には板厚 8mm の鋼板より試

験片を採取している。開発鋼は、 -100°C ～ 150°C の範囲においてシャルピー衝撃値が 150 J/cm^2 以上であり、延性破面率はいずれの温度でも 100%である。以上の結果より、開発鋼は強度、延性、低温靱性全てのバランスが良好な高窒素含有ステンレス鋼であると考えられる。

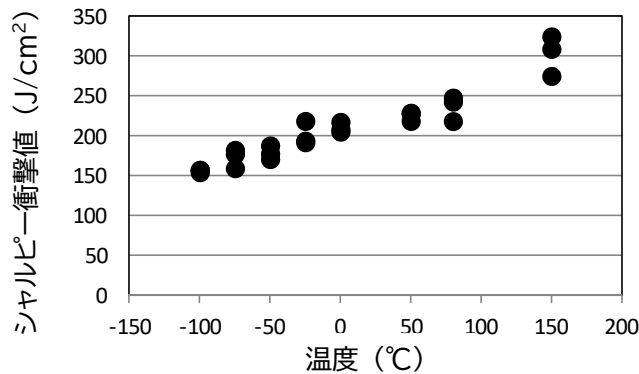


図 6 開発鋼のシャルピー衝撃試験結果⁴⁾

図 7 は高圧水素ガス環境中における開発鋼の SSRT 結果を示す。同図中には Ni 当量 28.9%の SUS316L の結果もあわせて示す。試験は最大 100MPa の高圧水素ガス中で -50°C から 150°C の温度範囲においてひずみ速度 $3\times 10^{-6}/\text{s}$ で実施した。開発鋼は、 -50°C から 150°C の広い温度範囲で RRA $\geq 90\%$ を有しており、Ni 当量 $\geq 28.5\%$ の SUS316L と同等以上の優れた耐水素ぜい性を示す。特に、 -50°C ×100MPa という過酷な高圧水素ガス環境下においても開発鋼は水素ぜい化を示さない。

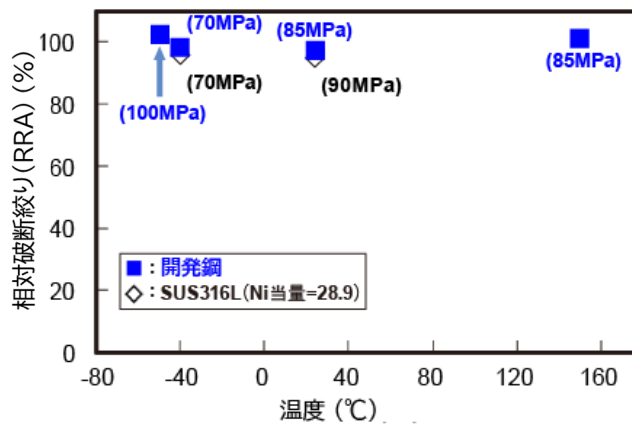


図 7 開発鋼の SSRT 結果⁴⁾

開発鋼は、高強度と優れた高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性に加えて、溶接施工可能であることも特徴である。水素ステーションの溶接施工の主流はノンフィラー溶接であり、開発鋼を TIG 溶接する場合は、入熱 0.4 kJ/mm 以下且つ Ar シールドガス中に 2 vol.%以上の窒素を混合させる溶接方法が推奨されている。

5. 高圧水素用ステンレス溶接部の耐水素ぜい性

高圧水素ステーションでのトラブルの多くを占めているのは配管の機械式継手からの水素の微小漏洩である。そのため、高圧水素配管の接続を機械式継手から溶接継手に変更すれば信頼性の向上が期待される。加えて、建設コスト低減の観点からは溶接後熱処理 (Post Weld Heat Treatment, PWHT) 無しで使用できることが望ましい。しかしながら、一般的にオーステナイト系ステンレス鋼を溶接し

た場合、溶接金属やHAZの組織変化や溶接金属での凝固偏析によって溶接継手部の耐水素ぜい性が低下する可能性がある。そのため、溶接金属を主とするオーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の耐水素ぜい性に関する技術指針の明確化が必要となる。そこで、NEDO「超高压水素インフラ本格普及技術研究開発事業/国内規制適正化に関わる技術開発/新たな水素特性判断基準の導入に関する研究開発」プロジェクトにおいて、HAZでのCr炭化物析出が生じにくい低C系のSUS316Lを対象に、PWHT無しにて低温高压水素ガス環境下で使用可能な溶接指針の明確化に取り組んだのでその内容を抜粋して概説する^{16)~17)}。

表3はラボVIM溶解で作製したNi当量=28.5%を有するSUS316L母材のレドール分析値を示す。インゴットを熱間鍛造、圧延して1100°C×0.5時間保持後水冷し、図8に示す開先形状を有する鋼板を作製した。表4は使用したNi当量の異なる市販溶接材料の化学組成を示す。自動TIG溶接にて開先内を1層1パスの3層溶接した。入熱は0.4~0.7kJ/mm、パス間温度は150°C以下であり、PWHTは実施しなかった。その後、溶接線直交方向より3mmφ丸棒引張試験片を採取し、SSRTを実施した。水素ガス下(-40°C×70MPa)及び大気下でひずみ速度=3×10⁻⁶/sで試験し、水素中の破断絞り値を大気中のそれで除することでRRAを測定した。その結果を表5に示す。

表3 使用したSUS316L母材のレドール分析値 (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ni当量
0.020	0.37	1.71	0.031	0.001	12.49	17.44	2.57	28.5

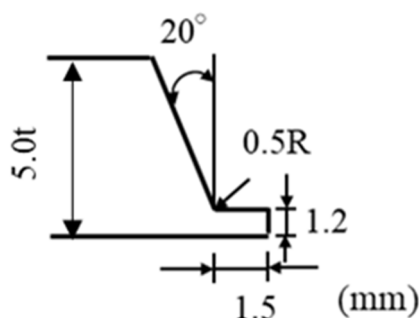


図8 開先形状

表4 使用した市販溶接材料の化学組成 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ni当量
YS316L	0.008	0.49	1.53	0.026	0.001	12.01	18.52	2.27	28.2
YS309LMo	0.019	0.39	2.05	0.004	0.001	13.80	23.55	2.20	33.8
YS308L	0.016	0.39	1.70	0.024	0.001	9.55	19.59	0.10	24.5

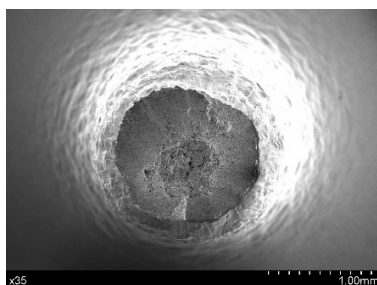
表 5 各種溶接材料を用いた SUS316L 溶接継手の SSRT で得られた RRA

	YS316L	YS309LMo	YS308L
70MPa H ₂ at -40°C	66.1% (WM/WM)*	94.3 % (WM/BM)*	27.6% (WM/BM)*

*:(水素ガス下での破断箇所)/(大気下での破断箇所) WM:溶接金属 BM:母材

表 5 より、-40°C×70MPa 低温高压水素ガス環境下では Ni 当量が母材と同等以下の YS316L や YS308L 溶材を用いた場合、RRA は 80%以下且つ破断箇所が溶接金属であり、溶接金属の耐水素ぜい性が低い。しかしながら、母材より高い Ni 当量を有する YS309LMo を用いた場合、RRA は 80%以上の良好な値を示すとともに、図 9 に示すように-40°C×70MPa 低温高压水素ガス環境下の SSRT 後溶接金属破面観察からも延性破面であることが確認できる。そのため PWHT 無く低温高压水素環境下で良好な耐水素ぜい性を確保可能な SUS316L 溶接材料の一つとして YS309LMo が期待される。

(a) 大気



(b) -40°C×70MPa 水素ガス

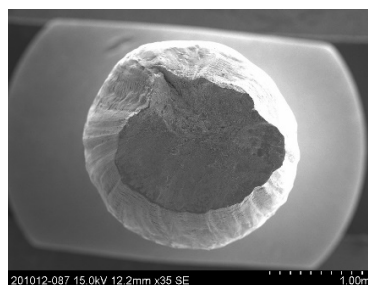


図 9 YS309LMo 溶接材料を用いた SUS316L 溶接継手の SSRT 後破面観察結果

次に、良好な溶接金属の耐水素ぜい性を示した YS309LMo を対象に、PWHT 無しで良好な耐水素ぜい性を確保可能な溶接技術指針を提案すべく、Ni 当量=28.5%を有する SUS316L 母材を用いて、母材希釈率を 0~100%に変化した溶接金属を作製し、SSRT にて耐水素ぜい性を評価した。SSRT 試験片は溶接線方向に沿って溶接金属中心部から試験片を採取した。

図 10 は、母材希釈率を 0 から 100%の範囲を約 20%刻みで変化させた場合の溶接金属の組織観察結果を示す。母材希釈率の増加に従って溶接金属中の残存 δ フェライト量は減少するものの、いずれの母材希釈率においても凝固モードは FA モードとなることがわかった。また、δ フェライトの組織形態は母材希釈率によらずスケルトナル状のバミキュラーフェライトが支配的であることを確認した(18) - 19)。

母材希釈率	0%	21.92 %	40.64%	59.02%	78.75%	100%
ミクロ組織						
δフェライト量	15.0 %	11.0 %	10.2 %	8.1 %	6.5 %	5.1 %
凝固モード	FA	FA	FA	FA	FA	FA

図 10 母材希釈率の変化による SUS316L 溶接金属組織の変化

図 11 は FA モード凝固するステンレス鋼溶接金属の凝固偏析を示す²⁰⁾。FA モードは他の凝固モードと比べてオーステナイト中の凝固偏析が小さく、PWHT 無しを前提とする場合には最も望ましい凝固モードである。しかしながら図 11 中の点線と矢印で示すように、フェライト/オーステナイト界面でのオーステナイト側で最も元素が貧化することがわかる。図 12 には母材希釈率 100%の場合の溶接金属の EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) 分析結果を示す。Cr や Mo 等が濃化した領域が δ フェライトであるが、その周囲のオーステナイトでは図 11 で示すような Ni や Cr 等の元素の貧化領域が観察される。そのため、FA モード凝固するステンレス鋼溶接金属の高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性はフェライト界面近傍のオーステナイトの Ni 当量に依存すると考え、EPMA 結果からこの領域の各元素の平均濃度を算出して最小 Ni 当量を計算した。

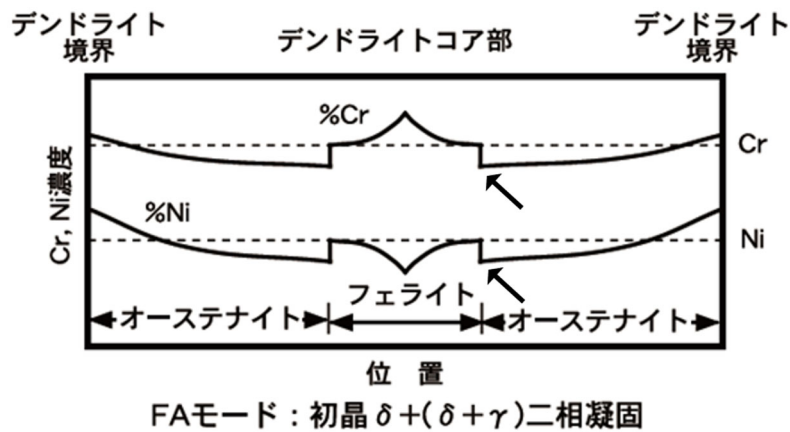


図 11 FA モード凝固するステンレス鋼溶接金属の凝固偏析²¹⁾

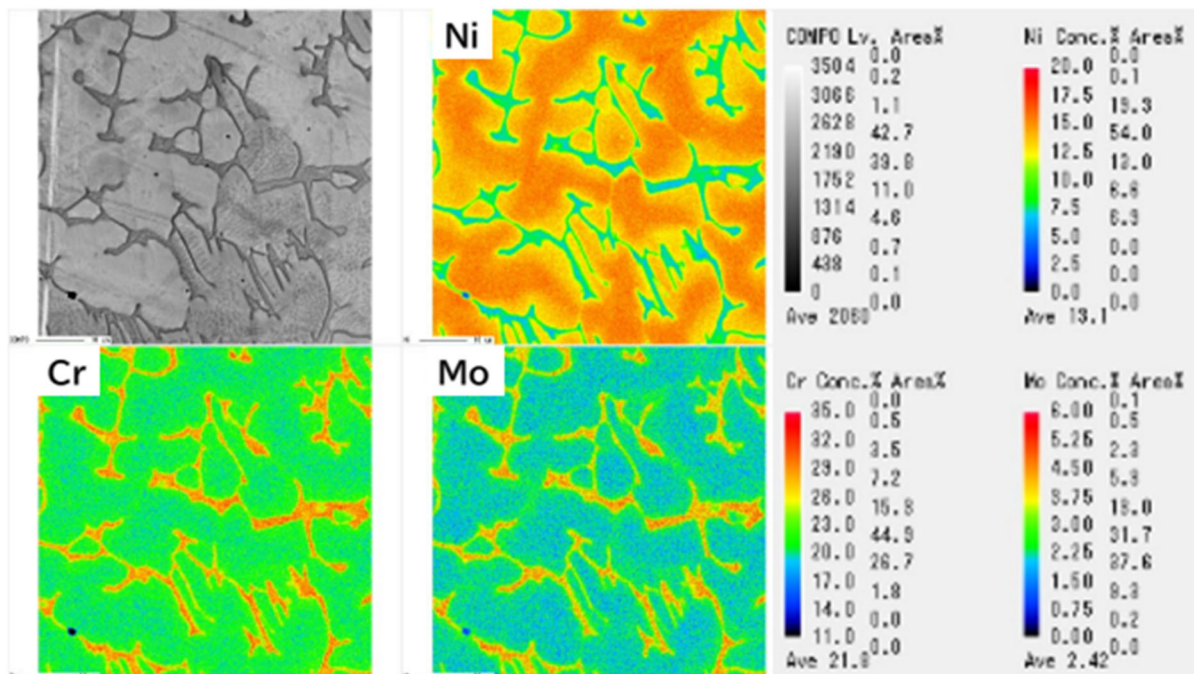


図 12 母材希釈率 40.64%の溶接金属中 EPMA 結果
(左上端は組成像 Ni, Cr, Mo の各濃度を示す)

図 13 は $-40^{\circ}\text{C}\times 70\text{MPa}$ の低温高圧水素ガス下の SSRT にて得られた SUS316L 溶接継手の RRA に及ぼす母材希釈率と溶接金属中オーステナイトの最小 Ni 当量の関係を示す。白丸は RRA $\geq 80\%$ 、黒丸

は RRA<80%を示す。溶接金属中オーステナイトの最小 Ni 当量と母材希釈率には相関があり、母材希釈率の減少（即ち Ni 当量が高い溶接材料 YS309LMo の比率が増加）するにつれて最小 Ni 当量は増加した。また、母材希釈率が 100%の場合は溶接金属中オーステナイトの最小 Ni 当量が約 27.6%となり、母材の Ni 当量よりも低いため RRA が若干低下する。そのため、母材と同等の Ni 当量を満足するためには母材希釈率 \leq 約 80%となる初層溶接条件が望ましい。

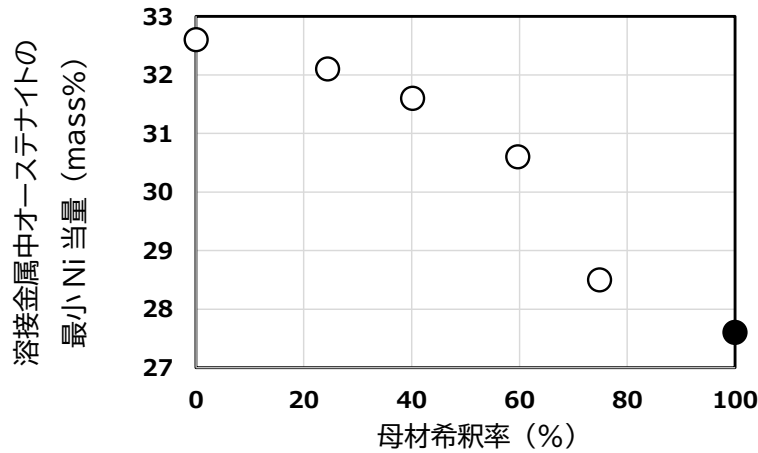


図 13 SUS316L 母材に YS309LMo 溶接材料を用いて作製した溶接金属の RRA、溶接金属中オーステナイトの最小 Ni 当量に及ぼす母材希釈率の影響

最後に、低温高圧水素ガス環境下で PWHT 無しで良好な耐水素ぜい性を有する SUS316L 溶接金属成分・組織を得るために推奨される指針を示す。き裂発生は歪誘起マルテンサイトの生成が影響するため、その生成挙動と相関がある溶接金属中オーステナイト相の最小 Ni 当量の制御が重要である²¹⁾。そのため、可能な限り凝固偏析による元素分布が小さい FA モード凝固であること、且つ溶接金属中オーステナイト相の最小 Ni 当量が母材の Ni 当量と同等以上である溶接金属組織を得ることが望ましい。また、き裂伝播抵抗は、FA モード凝固では δ フェライトの近傍に形成されるオーステナイトの最小 Ni 当量領域に沿って進展すると仮定する場合、 δ フェライトの<100>方向とオーステナイトの<100>方向が平行となるスケルタル状のパミキュラーフェライトが主体的となる溶接金属組織を得る溶接条件がより一層望ましい。そのような溶接金属組織を得ることが可能な溶接金属組成は参考文献¹⁸⁾を参照頂きたい。

6. おわりに

高圧水素ステーションで採用が増加している高強度高窒素ステンレス開発鋼の特徴や、SUS316L ステンレス鋼溶接部の高圧水素ガス環境下での耐水素ぜい性を確保するための溶接技術指針の考え方について紹介した。今回紹介したもの以外にも、 -45°C 以下の更なる低温高圧水素ガス下で使用可能な鋼材等の開発・適用も進んでおり²²⁾、その信頼性を支える溶接部性能確保と易溶接化を両立する溶接技術の更なる発展とともに国内外の水素ステーションネットワークの構築が進むことを期待している。

参考文献

- 1) 一般社団法人次世代自動車振興センターホームページ https://cev-pc.or.jp/suiso_station/
- 2) 水素の有効利用ガイドブック, 独立行政法人新エネルギー・産業技術総合開発機構 (2008) .
- 3) 大村朋彦他 : 高圧水素ガス環境におけるステンレス鋼の脆化特性, 材料と環境, 55, 4, pp.139-145 (2006) .
- 4) 浄徳佳奈他 : 新日鐵住金技報, 409, pp. 40-46 (2017) .
- 5) S. Fukuyama et al. : Development of new material testing apparatus in high-pressure hydrogen and evaluation of hydrogen gas embrittlement of metals, proceedings of PVP2007, Paper No. PVP2007-26820 (2007) .
- 6) T. Omura et al. : Effect of surface hydrogen concentration on hydrogen embrittlement properties of stainless steels and Ni based alloys, ISIJ Int., 56, 3, pp.405-412 (2016) .
- 7) 山田敏弘他 : 水素ステーション設備に使用する材料の選定基準, 高圧ガス, 49, 10, pp.885-892 (2012) .
- 8) JPEC レポート No. 210302 (2021) .
- 9) 中村潤他 : ふえらむ, 21-1, pp. 6-11 (2016) .
- 10) 中村潤他 : まてりあ, 57-2, pp. 69-71 (2018) .
- 11) 浄徳佳奈他 : ふえらむ, 26-4, pp. 181-186 (2021) .
- 12) 秦野正治他 : 水素エネルギー用低 Ni 省 Mo 型オーステナイト系ステンレス鋼の変形組織, 日本金属学会誌, 77, 12, pp.593-598 (2013) .
- 13) 秦野正治他 : 水素エネルギー用低 Ni 省 Mo 型ステンレス鋼の開発, 燃料電池, 12, 4, pp.70-74 (2013) .
- 14) 窪田和正他 : 水素チャージを施した高圧水素用省 Mo オーステナイト系ステンレス鋼の機械的性質と室温クリープ変形, 日本金属学会誌, 79, 3, pp.100-106 (2015) .
- 15) 技術情報協会 : 「水素の製造とその輸送、貯蔵、利用技術」 (2022) .
- 16) 小薄孝裕他 : 溶接学会 2024 年春季全国大会フォーラム (2024) .
- 17) JPEC レポート No. 230304 (2023) .
- 18) 片山聖二他 : 溶接学会全国大会講演概要第 37 集 (1985) .
- 19) 井上裕滋他 : 新日鐵技報, 385, pp. 56-63 (2006) .
- 20) 産報出版 : 日溶協特殊材料溶接研究委員会 「ステンレス鋼溶接トラブル事例集」 (2003) .
- 21) 平田弘征他 : 溶接学会論文集, 31-4, pp. 246-251 (2013) .
- 22) 井澤貴央他 : 日本製鉄技報, 422, pp. 67-72 (2023) .

<略歴>

小 薄 孝 裕 (おすき たかひろ)

2002 年 大阪大学大学院 原子力工学科 修了
2002 年 住友金属工業株式会社 入社 総合技術研究所 配属
2023 年 日本製鉄株式会社 技術開発本部 鉄鋼研究所
鋼材ソリューション研究第二部室長
2025 年 日本製鉄株式会社 技術開発本部 鉄鋼研究所 エネルギー材料研究部 部長
現在に至る