

ニッケル基合金の低温での破壊靱性の低下について

Fracture Toughness Reduction of Nickel-Based Alloys at Low Temperature

福村 卓也 (Takuya Fukumura)*¹ 戸塚 信夫 (Nobuo Totsuka)*¹

要約 ニッケル基合金は、温度 150°C 以下の溶存水素を含む水環境中で破壊靱性が低下することが海外で報告されている。製造方法等が異なると考えられる国産のニッケル基合金について、破壊靱性の低下の有無を室温でのハンプ付き定引張速度試験により調べた。その結果、溶存水素を含む水中ではアルゴンガス中に比べ最大荷重や伸びが低下し、破壊靱性低下の可能性が示唆された。この低下傾向は溶接金属で顕著であった。また、冷間加工の破壊靱性低下への影響を溶存水素を含む水中で延性き裂進展抵抗曲線 (J-R 曲線) を測定して評価した。その結果、TT690, MA600 の破壊靱性値は、冷間加工付与により低下するが、冷間加工材の破壊靱性は溶存水素を含む水中とアルゴンガス中で顕著な変化はなく、環境依存性は見られなかった。

キーワード ニッケル基合金, 冷間加工, 破壊靱性値, 溶存水素, PWR, LTCP

Abstract Fracture toughness reduction of nickel-based alloys in water with dissolved hydrogen at temperatures below 150°C has been reported for nuclear reactors used abroad. Domestic nickel-based alloys that might be made by different manufacturing processes than those employed abroad were used and constant extension rate tensile tests were conducted to examine the occurrence of fracture toughness reduction. As a result, it was found the maximum load and elongation decreased in hydrogenated condition compared to the pure argon gas condition. From this it was suggested that fracture toughness reduction would occur in hydrogenated low temperature water. The reduction trend of the weld metals was remarkable. Also, the J-resistance (J-R) curves of TT690 and MA600 were measured for the hydrogenated water condition and fracture toughness was estimated to clarify the effect of cold work on fracture toughness. As a result, it was found the fracture toughness of TT690 and MA600 decreased by introducing the cold work, but cold worked TT690 and MA600 did not show any remarkable fracture toughness difference between the hydrogenated water with dissolved hydrogen condition and the pure argon gas condition, and no remarkable environmental effects were observed.

Keywords nickel-based alloy, cold work, fracture toughness, dissolved hydrogen, PWR, Low temperature crack propagation

1. はじめに

ニッケル基合金は耐食性に優れ、加圧水型原子炉 (Pressurized water reactor, PWR) の管台や管台溶接部等 PWR 一次系の圧力バウンダリを構成する主要な部位に広く使われているが、水素を含む低温の水環境中で破壊靱性が低下すること (Low temperature crack propagation, LTCP) が海外の研究者により報告されている。Brown と Mills は 52 合金, 82 合金, 690 合金および 600 合金について、54°C の 150cm³-STP/kg-H₂O の水素を含む水環境中では大気

中と比較して耐力, 強度, 伸びおよび破壊靱性値 (J_{1c}) が低下することや LTCP が約 150°C 以下で顕著に起こることを報告^{(1)・(2)}している。また, LTCP には溶存水素濃度依存性があり, 溶接金属である 82, 152 および 182 合金の J_{1c} が溶存水素の増加に伴い低下することを Macilree や Ahonen らが報告^{(4)・(5)}している。LTCP の引張速度依存性については, 82 合金等について, 引張速度が遅い方が J_{1c} 低下が大きいことを Herms らが報告⁽⁶⁾している。図 1 に報告されているニッケル基合金の大気中および溶存水素を含む水環境中の破壊靱性値を示す。

* 1 (株)原子力安全システム研究所 技術システム研究所

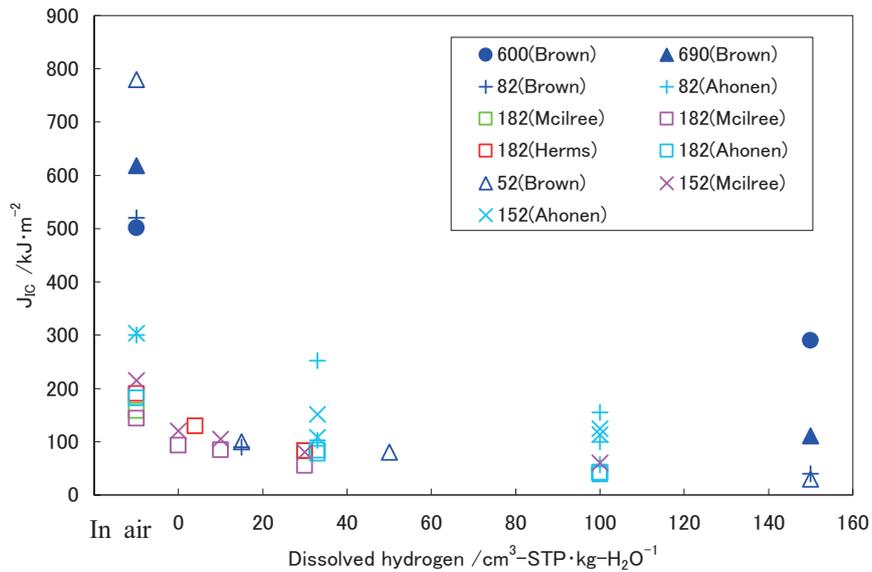


図1 ニッケル基合金の大気中および溶存水素を含む水環境中の破壊靱性値

文献はすべて海外で製造されたニッケル基合金であるが、製造方法が若干異なると考えられる国産のニッケル基合金のLTCP挙動や冷間加工の影響は明確でない。

本研究では、国産の各種ニッケル基合金を用い、溶存水素を含む水中、水素ガス中およびアルゴンガス中

で定引張速度試験 (constant extension rate tensile test, CERT) を行い、最大荷重と伸びを測定し、破壊靱性低下の可能性を評価した。また冷間加工の破壊靱性低下への影響を把握するため、20%冷間加工を加えた特殊熱処理 (Thermally treated, TT) 690合金とミルアニール (Mill annealed, MA) 600合金について

表1 CERTによる最大荷重および伸び評価用の材料組成 (上) および機械的性質 (下)

単位：重量%

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Cu	Ti	Nb + Ta
MA600	0.03	0.36	0.35	0.005	0.001	74.70	16.23	8.35	-	-	-
TT690	0.023	0.29	0.28	0.008	0.001	60.50	29.80	Bal.	0.04	0.22	-
82	0.03	0.14	3.01	0.003	0.002	73.63	18.50	1.34	0.01	0.50	2.70
182	0.035	0.27	2.36	0.004	0.003	72.37	15.21	7.96	-	-	1.22
52	0.026	0.15	0.24	0.004	<0.001	58.82	28.91	10.53	0.02	0.55	0.03
152	0.047	0.37	3.44	0.002	0.003	56.20	28.88	9.37	<0.01	0.10	1.46
Ti 添加 600	0.028	0.27	0.35	0.014	0.001	74.50	16.10	8.23	<0.01	0.51	<0.01
Nb 添加 600	0.025	0.33	0.34	0.005	0.002	74.80	16.00	6.55	<0.01	<0.01	1.95
TiNb 添加 600	0.028	0.35	0.35	0.009	0.002	74.70	16.03	6.05	<0.01	0.19	1.99

	0.2% 耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	絞り (%)
MA600	243	629	47.3	-
TT690	285	672	49.5	31.9
82	333	600	24.4	26.6
182	366	618	20.7	22.7
52	300	579	29.7	27.3
152	303	642	44.7	27.3
Ti 添加 600	270	669	43.9	29.7
Nb 添加 600	372	762	41.1	29.1
TiNb 添加 600	371	790	42.7	28.2

て、破壊靱性値をアルゴンガス中と溶存水素を含む水中で測定した。

2. 試験方法

2.1 CERT による最大荷重および伸びの測定

2.1.1 試験材料

試験材料は、MA600 合金、TT690 合金、82 合金、182 合金、52 合金、152 合金、Ti 添加 600 合金、Nb 添加 600 合金および TiNb 添加 600 合金を用いた。82 合金および 182 合金は 600 合金系の溶接合金であり、52 合金および 152 合金は 690 合金系の溶接合金であり、溶接材料に多く添加されている Ti や Nb の影響評価のために Ti や Nb を添加した 600 合金も試験に供した。それぞれの材料の組成と機械的性質を表 1 に示す。

2.1.2 試験方法

図 2 に示すハンプ付き CERT 試験片を作成し、図 3 に示す引張機構付循環式腐食試験装置に取り付け、引張速度は 0.0006mm/min (見かけの歪速度は $5 \times 10^{-7}/s$) で CERT 試験を実施した。試験環境は室温の 0.1MPa アルゴンガス、1MPa 水素ガス中および純水 + 4ppm 溶存水素 + 500ppmB + 2ppmLi, (B はほう酸, Li は水酸化リチウムとして添加) 中とした。なお、通常のプラント起動停止時の室温での溶存水素濃度はほぼ 0 に近いが⁽⁷⁾、本試験においてはプラント運転時における上限に近い 4ppm とした。試験においては荷重と変位をオンラインで記録し、最大荷重と伸びを測定した。最大荷重の温度依存性を調べるために、82 合金を用いて室温から 200°C の範囲で溶存水素を含む水中とアルゴンガス中で CERT 試験を実施し、比較のため室温で溶存水素を含まない水中でも試験を実施した。引張速度依存性を評価するために、600 合金を用いて引張速度を 0.0006, 0.006, 0.06mm/min の 3 段階で変化させ、室温水素ガス中

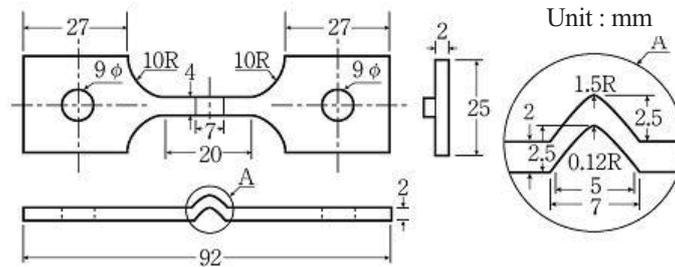


図 2 ハンプ付き CERT 試験片形状および寸法図

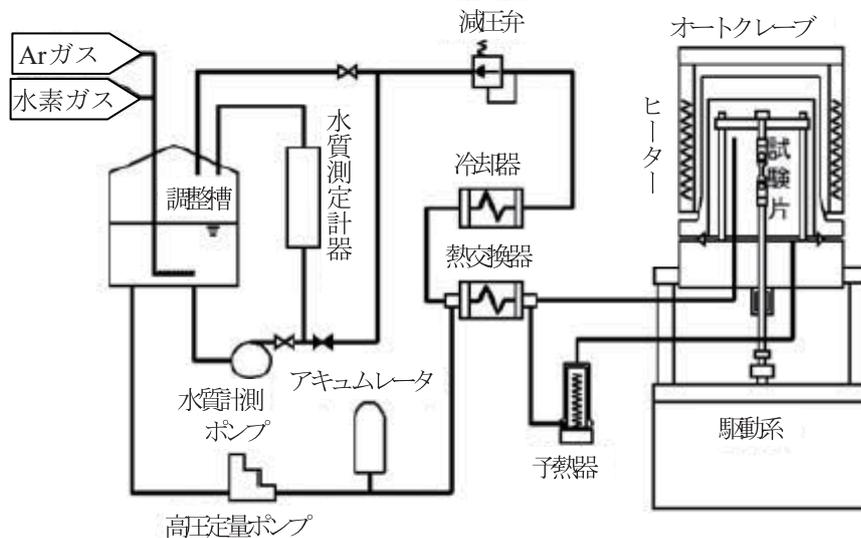


図 3 引張機構付循環式腐食試験装置系統概要

での最大荷重および伸びを評価した。

性質を表 2 に示す。

2.2 冷間加工材等による破壊靱性値の測定

2.2.2 試験方法

2.2.1 試験材料

試験材料は TT690 合金, MA600 合金および 52 合金とし, TT690 合金, MA600 合金には圧延により 20% の冷間加工を加えた。比較のため冷間加工なしの TT690 合金と 52 合金も試験に供した。試験材料の化学組成, 最終熱処理条件, 冷間加工前後の機械的

試験片は 1/2TCT とし, 試験片形状, 寸法を図 4 に示す。き裂の方位は ASTM (E399) に規定された T-L (図 5) とした。破壊靱性試験は ASTM E1820-09 に準拠し, 装置下限の 0.008mm/min の引張速度, 繰り返し数は 3 で実施した。試験温度は, 文献に報告⁽¹⁾のある 54°C に設定し, 環境はアルゴンガス中および純水 + 4ppm 溶存水素 + 500ppmB + 2ppmLi 中とした。

表 2 破壊靱性値測定用材料の化学組成 (上), 最終熱処理条件 (中) と機械的性質 (下)

単位: 重量%

材料	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	Ti	Cu
TT690	0.01	0.1	0.1	-	0.001	61.23	28.8	9.03	-	<0.1
MA600	0.04	0.20	0.17	0.005	0.001	74.75	15.80	8.42	0.40	0.02
52 合金	0.028	0.17	0.22	0.001	<0.001	60.6	28.5	9.06	-	<0.01

材料	最終熱処理
TT690	720°C × 10h 空冷
MA600	930°C × 1h 水冷
52 合金	As weld

材料	冷間加工度 (%)	耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	硬さ *1 (Hv)
TT690	0	256	619	57.0	149
	20	641	762	32.1	262
MA600	0	266	675	45.8	163
	20	787	834	19.2	274
52 合金	0	284	490	45.0	200

* 1 : Hv0.3kg の 5 点平均

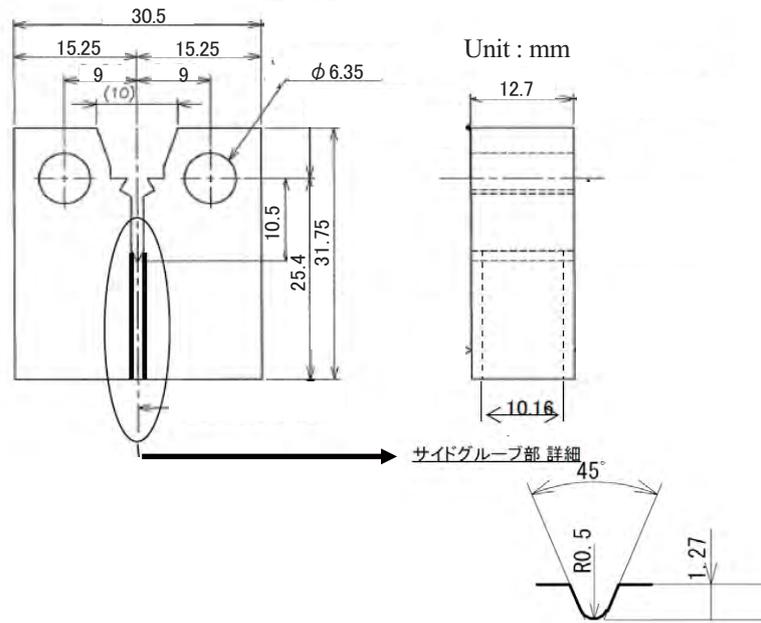


図4 破壊靱性値測定用 CT 試験片形状および寸法

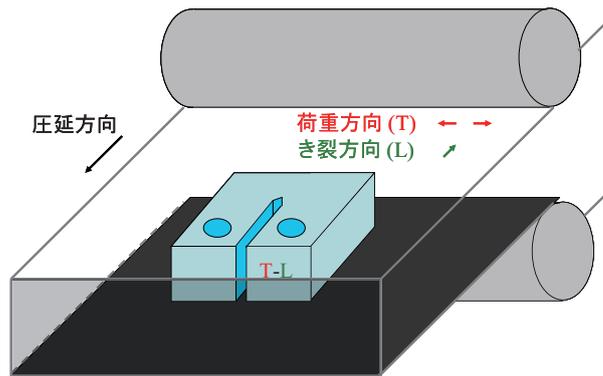


図5 CT 試験片の方位

3. 試験結果

3.1 CERT による最大荷重および伸びの測定

CERT 試験後の 82 合金の破面と TT690 合金の破面を図 6 に示す。82 合金のアルゴンガス中の破面はほぼ全面にディンプルが見られ、延性破面を呈しているのに対し、溶存水素を含む水中および水素ガス中の破面にはほとんどディンプルが見られない。溶存水素を含む水中と水素ガス中破面の違いは顕著ではなく、82 合金にはデンドライト状組織が見られる。TT690 合金も同様の傾向があり、アルゴンガス中ではディンプルが見られ、延性破面を呈しているが、溶存水素を含む水中および水素ガス中の破面にはディンプルは僅

かにしか見られない。他の材料の破面も同様の傾向が見られた。

各材料の室温での溶存水素を含む水中、水素ガス中およびアルゴンガス中の最大荷重と伸びの測定結果を図 7 に示す。なお、Nb 添加 600 合金の水素ガス中データはデータの転送トラブルにより欠落している。

ほぼすべての材料で溶存水素を含む水中の最大荷重はアルゴンガス中に比べて低く、82 合金、182 合金、TiNb 添加 600 合金で低下が顕著であった。152 合金は変化がなかった。水素ガス中ではすべての材料でアルゴンガス中に比べて最大荷重が低下しており、82 合金、182 合金、52 合金、TiNb 添加 600 合金で低下が顕著であった。溶存水素を含む水中と水素ガス中での最大荷重は、ほぼ同じであったが、52 合金の水素

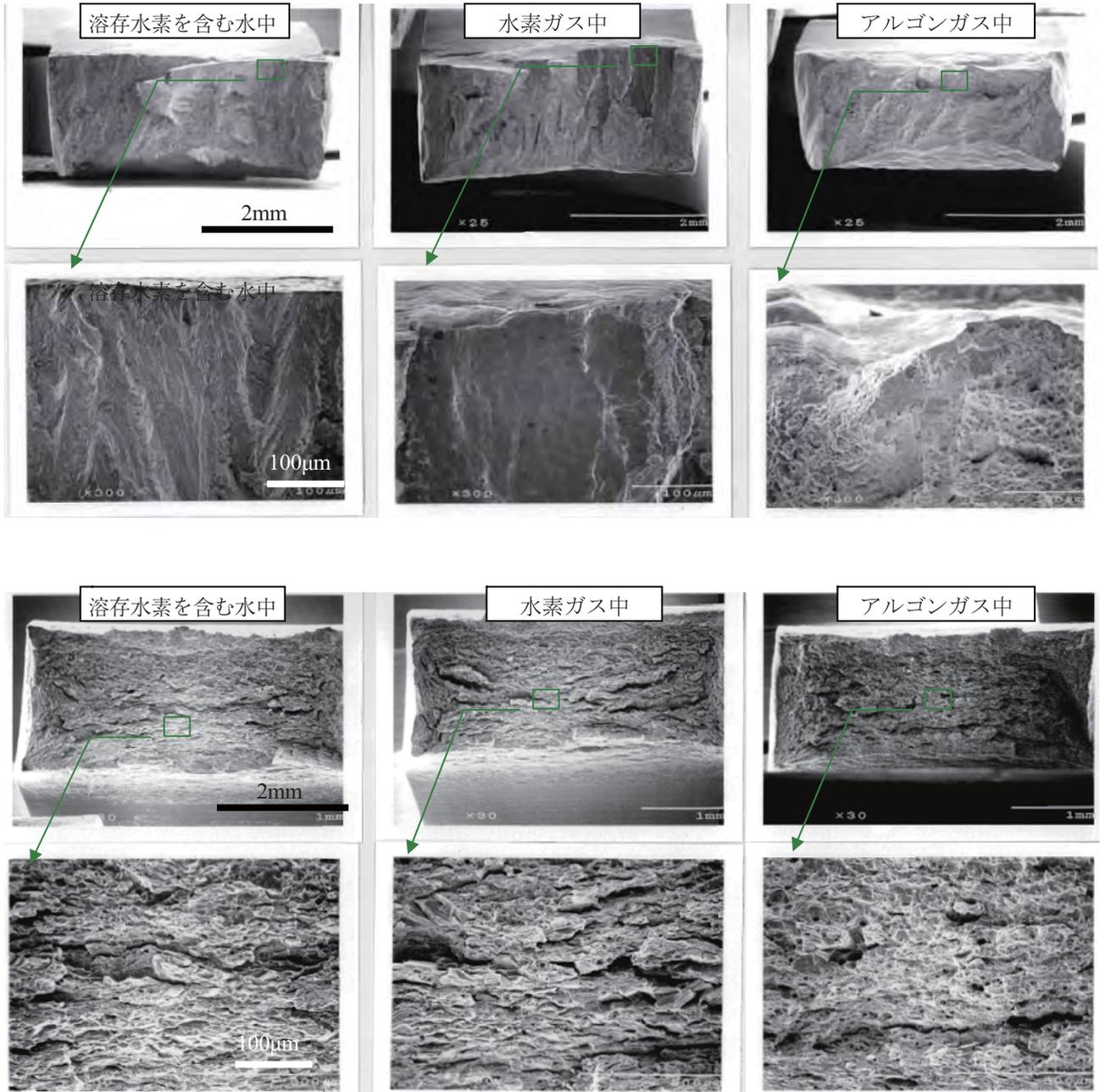


図6 CERT試験後の破面例 82合金(上)およびTT690合金(下)

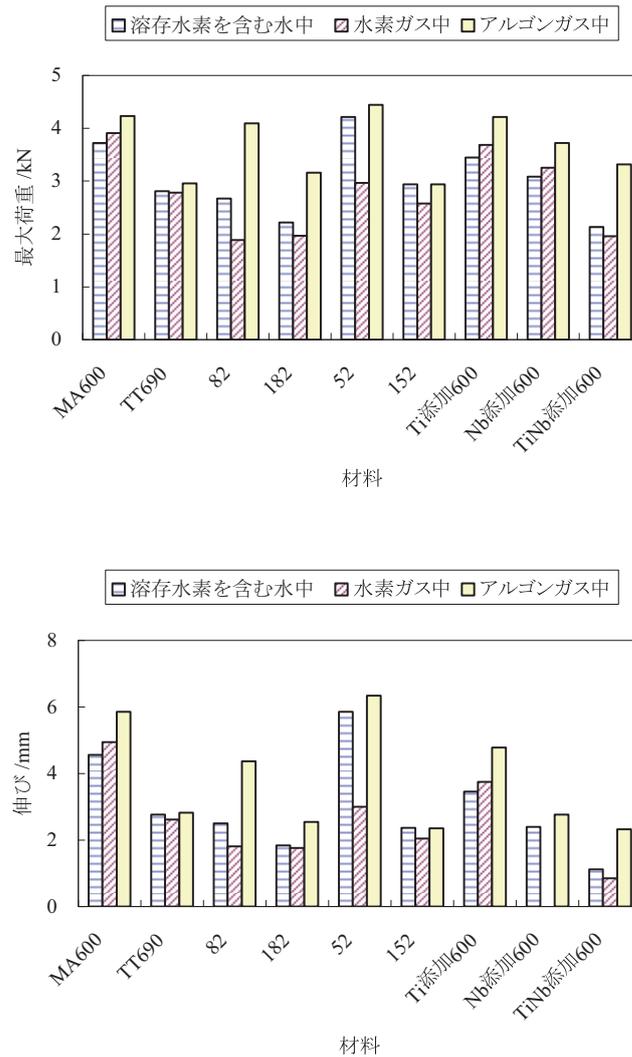


図7 最大荷重（上）と伸び（下）の材料依存性

ガス中での最大荷重は溶存水素を含む水中に比べて低かった。

伸びも最大荷重と同様の傾向があり、アルゴンガス中に比べて溶存水素を含む水中での伸びは低く、82合金とTiNb添加600合金で伸びの低下が顕著であった。水素ガス中では82合金、52合金、TiNb添加600合金の伸びの低下が顕著であった。溶存水素を含む水中と水素ガス中の伸びは、ほぼ同じであったが、52合金の水素ガス中での伸びは溶存水素を含む水中に比べて低かった。

82合金の最大荷重の温度依存性測定結果を図8に示す。図中の実線および点線はそれぞれ溶存水素を含む水中とアルゴンガス中の測定結果の最小二乗近似直線である。アルゴンガス中の最大荷重は温度の低下とともに増加したが、溶存水素を4ppm含む水中の最

大荷重は温度低下に伴い僅かな減少傾向を示した。200°Cでアルゴンガス中と溶存水素を含む水中の最大荷重はほぼ同じであったが、温度低下に伴い120°Cでは差が約10%、室温では約30%に拡大している。一方、室温での溶存水素を含まない溶存水素を含む水中の最大荷重はアルゴンガス中の最大荷重と同程度であり、室温での最大荷重は溶存水素により低下することが確認された。

MA600合金を用いて、最大荷重および伸びの引張速度依存性を測定した結果を図9に示す。図中にはHermsらが182合金を用いて J_{1c} を測定した結果⁽⁶⁾を併せて示す。最大荷重と伸びは引張速度が低いほど低下する傾向があり、Hermsらの測定した J_{1c} の傾向と同じであった。

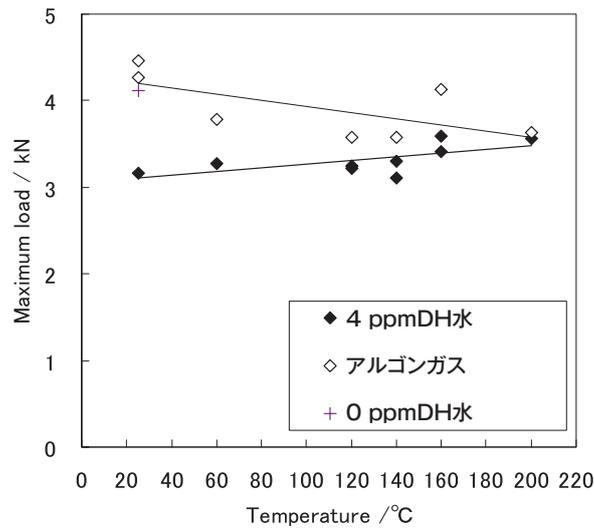


図8 82合金の最大荷重の温度依存性

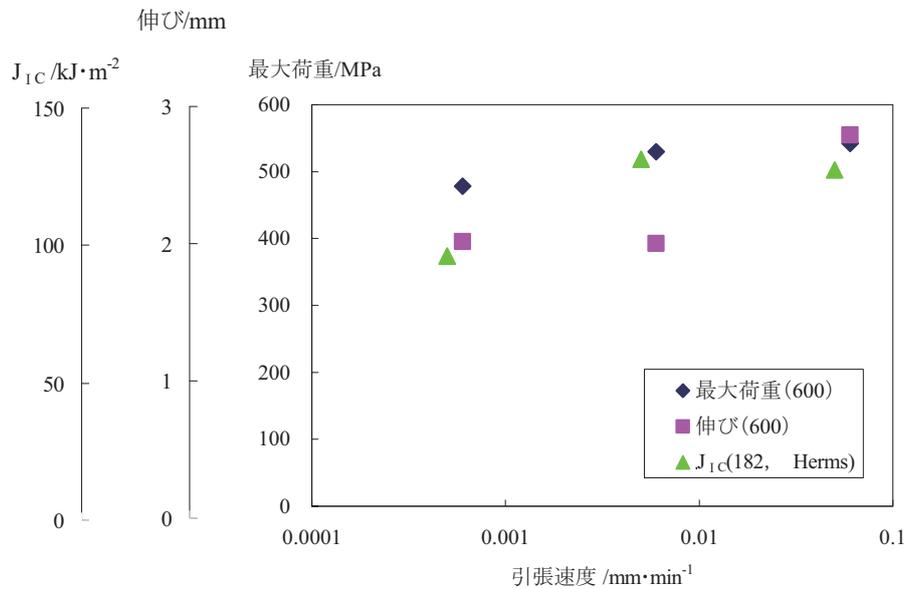


図9 ニッケル基合金の伸び等の引張速度依存性

3.2 冷間加工材等による破壊靱性値の測定

20%冷間加工を加えたTT690合金の溶存水素を含む水中でのJ-R曲線を図10に示す。延性き裂進展抵抗曲線(J-R曲線)の立ち上がりの勾配で原点を通る鈍化直線を求め、これと平行で横軸のき裂長さ0.2mmの点を通る直線を0.2mmオフセット線として求めた。破壊靱性値はJ-R曲線と0.2mmオフセッ

ト線との交点のJ積分値とした。(0.15mm除外線と1.5mm除外線の範囲のデータ数を有効性の判定等に用いた)

試験結果を表3に示す。20%冷間加工TT690合金の溶存水素を含む水中での破壊靱性値 $J_{0.2}$ は234kJ/m²であり、アルゴンガス中の破壊靱性値273kJ/m²より約14%低かった。20%冷間加工MA600合金の溶存水素を含む水中での破壊靱性値 $J_{0.2}$ は250kJ/m²で、アルゴンガス中の破壊靱性値253kJ/m²とほぼ同じであ

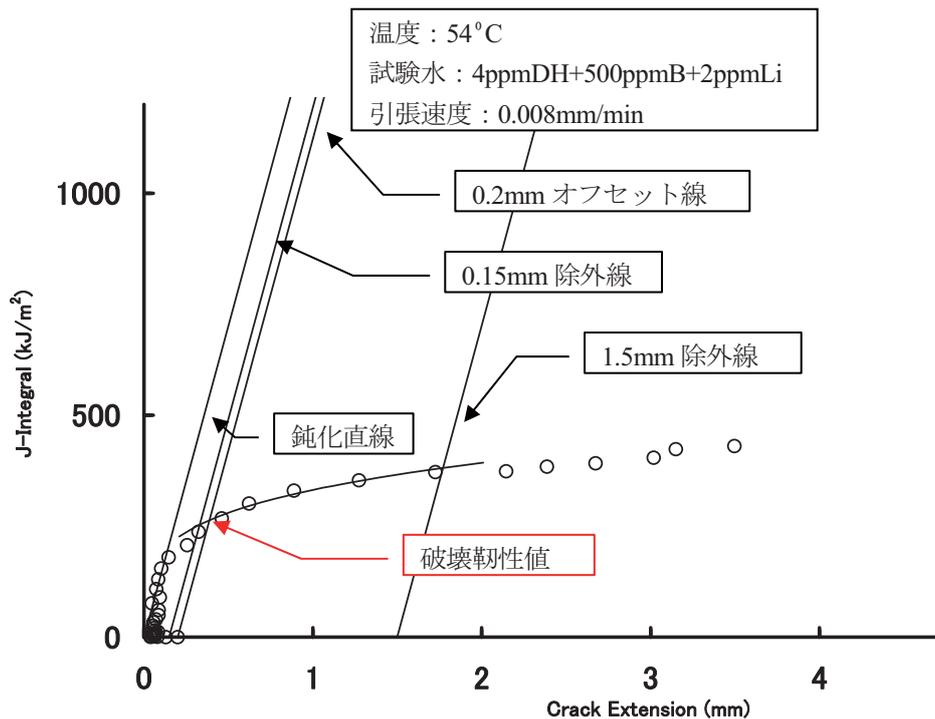


図 10 20%冷間加工 TT690 合金の J-R 曲線

表 3 破壊靱性値 (J_Q) 測定結果

材料	CW/%	環境	破壊靱性値 J _Q /kJ・m ⁻²			平均
TT690	0	溶存水素を含む水中	689	661	700	683
	20	溶存水素を含む水中	263	220	219	234
	20	アルゴンガス中	327	253	239	273
MA600	20	溶存水素を含む水中	224	286	240	250
	20	アルゴンガス中	232	276	250	253
52	0	溶存水素を含む水中	82	54	48	61

った。冷間加工なしの TT690 合金の溶存水素を含む水中での破壊靱性値 J₀は 683kJ/m²であり、20% 冷間加工により破壊靱性値は約 66% 低下した。52 合金の溶存水素を含む水中での破壊靱性値 J₀は 61kJ/m²で他の材料と比較して低かった。

20% 冷間加工 TT690 合金の破面の例を図 11 に示す。溶存水素を含む水環境中で進展した破面に関して、溶存水素を含む水中の破面には一部擬劈開型の割れが見られたが、アルゴンガス中の破面に擬劈開型の割れは見られなかった。なお、20% 冷間加工 MA600 合金の破面には、溶存水素を含む水中およびアルゴンガス中ともに、20% 冷間加工 TT690 合金の破面にみられたような擬劈開型の割れは見られなかった。

4. 考察

室温でのハンプ付き CERT 試験結果では、ほぼすべての材料で溶存水素を含む水中や水素ガス中の最大荷重や伸びはアルゴンガス中に比べて低く、特に 82 合金、182 合金等の溶接金属と TiNb 添加 600 合金で低下が顕著であった。これは国内で製造されたニッケル基合金においても、低温で溶存水素を含む水中や水素ガス中では破壊靱性が低下する可能性を示唆している。

試験した材料はそれぞれ機械特性値が異なるので、アルゴンガス中に対する溶存水素を含む水中および水素ガス中での最大荷重と伸びの低下率で各材料を比較した結果を図 12 に示した。図には 150

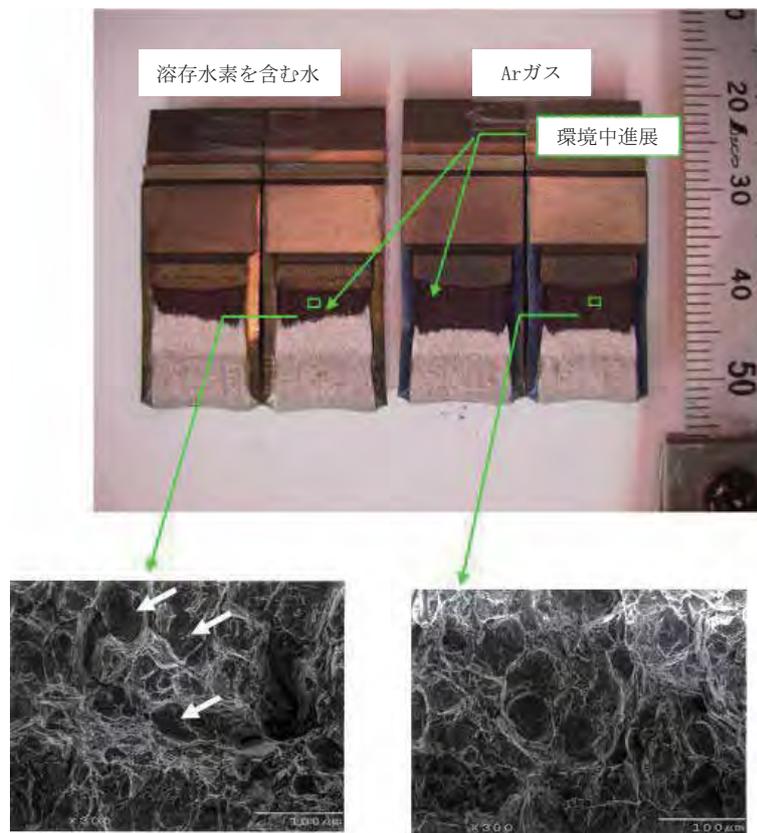


図 11 20%冷間加工 TT690 合金の破壊靱性値測定後の試験片破面例
(白矢印は擬劈開型割れの個所を示す)

$\text{cm}^3\text{-STP/kg-H}_2\text{O}$ (13ppm) の溶存水素を含む温度 54°C の水中で単軸引張試験により強度と伸びを測定した Brown らの結果⁽¹⁾を併せて示した。溶存水素を含む水中の 82 合金, 182 合金, TiNb 添加 600 合金の最大荷重比は約 0.6~0.7 と顕著に低下し, MA600 合金, TT690 合金, 52 合金では低下の度合いが小さい。MA600 合金, TT690 合金, 52 合金の低下率は Brown らの結果とほぼ同じであるが, 82 合金の低下率約 0.65 は Brown らの結果約 0.97 より低い。水素ガス中では 82 合金, 182 合金, 52 合金, TiNb 添加 600 合金の最大荷重が約 0.4~0.6 と顕著に低下し, MA600 合金, TT690 合金は低下の度合いが小さく, 52 合金の低下度合いは溶存水素を含む水中に比べて大きい。

伸びに関しては, 溶存水素を含む水中では 82 合金, 182 合金, TiNb 添加 600 合金で約 0.6~0.7 と顕著に低下し, MA600 合金, TT690 合金では低下の度合いが小さい。MA600 合金, TT690 合金, 82 合金の低下率は Brown らの結果とほぼ同じであるが, 52 合金の低下率約 0.47 は Brown らの結果約 0.66 より低

い。水素ガス中では 82 合金, 182 合金, 52 合金, TiNb 添加 600 合金で約 0.4~0.7 と顕著に低下し, MA600 合金や TT690 合金では低下の度合いが小さく, 52 合金の低下度合いは溶存水素を含む水中に比べて大きい。

最大荷重, 伸びは母材金属 (MA600, TT690) に比べ溶接金属 (82 合金, 182 合金, 52 合金) で低下が大きい傾向があり, 低温での破壊靱性の低下は溶接金属で大きい可能性が示唆された。アルゴンガス中に比べ水素ガス中での最大荷重や伸びが低下することから, 水素が低下に影響していると考えられる。Brown らの結果と 82 合金の最大荷重と 52 合金の伸びの低下が異なる結果となったのは, 材料や溶存水素濃度が異なる影響が考えられるが, 明確ではない。

溶接材料に多く含まれる Ti や Nb を添加した MA600 合金は, 無添加の 600 合金に比べ最大荷重や伸びの低下率が大きくなり, 特に Ti と Nb 両方を添加した MA600 合金は低下率が大きかった。前述したとおり, 水素ガス中でも同様に最大荷重や伸びが低下していることから, 最大荷重や伸びの低下には水素が

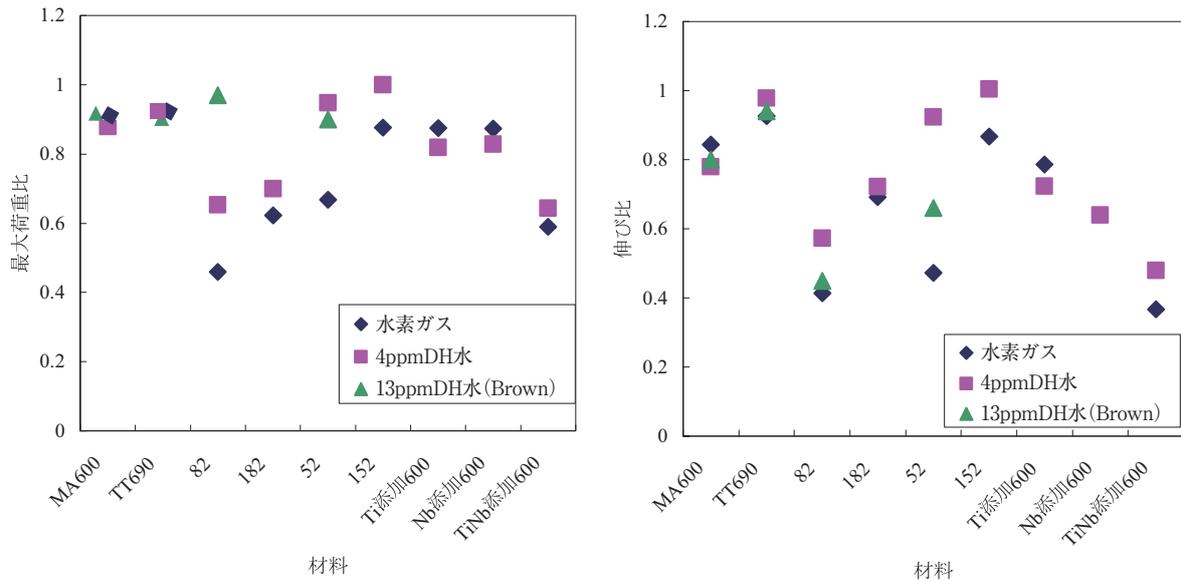


図12 最大荷重比（左）と伸び比（右）の材料依存性

関与していると考えられる。TiやNbはマトリクス中に炭化物を析出させ、TiやNbの炭化物は水素のトラップサイトとして働くなど、マトリクス中の水素濃度を高めることなどにより、水素脆化的な機構を働きやすくした結果、最大荷重や伸びが低下したと考えられる。

図8に示す82合金の最大荷重の温度依存性については、アルゴンガス中では温度低下により最大荷重が増加したが、溶存水素を含む水中では温度低下により若干低下する傾向であった。これは、溶存水素を含む水中での最大荷重は室温から200°Cの範囲で変化は小さいが、溶存水素を含む水中とアルゴンガス中の最大荷重の比は、温度低下により小さくなることを示している。また、溶存水素なしの水中の室温での最大荷重は、溶存水素4ppmの場合に比べ28%大きいことは溶存水素濃度が低いと材料強度低下が抑制できることを示している。

図9に示すように、引張速度が低下すると水素ガス中での600合金の最大荷重と伸びは低下する傾向があり、この結果はHermsらが182合金を用いて J_{IC} を測定した結果⁽⁶⁾と整合していた。水素ガス中での強度低下は引張速度に依存していることを示している。一般的に水素脆化型の割れでは水素の拡散過程が律速になるため、引張速度が遅い方が脆化しやすくなることが知られており、速い引張速度では水素の拡散が追い付かないため、水素脆化的な機構の働きが抑えられ、強度の低下は小さくなり、引張速度依存性が見ら

れたと考えられる。

TT690合金、MA600合金と52合金の破壊靱性値に及ぼす溶存水素の影響をBrownらの測定結果⁽¹⁾と併せて図13に示す。20%冷間加工TT690の54°Cの溶存水素を含む水中での破壊靱性値は冷間加工なしのTT690と比較して大きく低下しており、冷間加工により破壊靱性値が低下することが確認された。しかし、20%冷間加工TT690の溶存水素を含む水中の破壊靱性値はアルゴンガス中と比べて14%の低下であり、20%冷間加工MA600合金では溶存水素を含む水中とアルゴンガス中の破壊靱性値がほぼ同じであったことは、冷間加工材の破壊靱性値への溶存水素を含む水環境の影響は小さいことを示している。アルゴンガス中と溶存水素を含む水環境中で破壊靱性値を比較して、冷間加工を加えたTT690合金の方がMA600合金に比べて破壊靱性の低下が大きかったことについては、冷間加工を加えていない材料ではTT690合金の方がMA600合金より破壊靱性の低下が大きいたというBrownらの測定結果⁽¹⁾と整合している。また、図11に示した通り、溶存水素を含む水中の冷間加工を加えたTT690合金のみ破面の一部に擬劈開割れが見られたことから、TT690合金の方がより環境の影響を受けやすかったと考えられる。

溶存水素を含む水中での52合金の破壊靱性値は61kJ/m²であり、20%冷間加工したTT690合金やMA600合金と比較して低い値であった。この測定値は図13に示すBrownらの測定値⁽¹⁾とほぼ同等であ

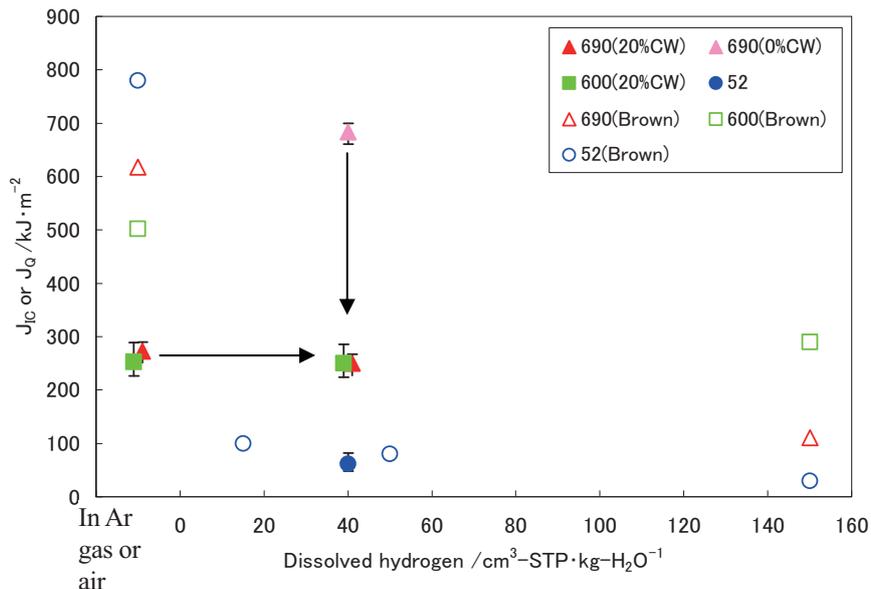


図 13 破壊靱性値に及ぼす溶存水素等の影響

った。

通常のプラントの起動停止時比べて高い溶存水素濃度条件⁽⁷⁾では、LTCPにより破壊靱性が低下することを示唆する結果が得られ、今後の課題としては通常のプラントの起動停止に近い条件でのLTCP挙動の把握が必要であると考えられる。

5. まとめ

国産のニッケル基合金について、ハンプ付きCERTを用いて最大荷重と伸びを通常のプラントの起動停止時に比べて高い溶存水素濃度条件⁽⁷⁾では、水素環境中とアルゴンガス環境中で測定し、LTCP挙動を評価し、さらにCT試験片を用いて破壊靱性値を溶存水素を含む水環境中とアルゴンガス環境中で測定した結果、以下の知見が得られた。

- (1) 国産のニッケル基合金でも、溶存水素を含む水環境中で最大荷重と伸びが低下し、82合金や182合金でその低下が顕著である。
- (2) 最大荷重と伸びの低下は溶存水素を含む水環境中だけでなく、水素ガス中でも同様に起こる。
- (3) 82合金の最大荷重および伸びは、溶存水素を含む水環境中で温度の低下とともに僅かに減少する。
- (4) 82合金の最大荷重および伸びは、室温で溶存水素を含まない水環境中とアルゴンガス中で顕著な差がない。

- (5) 600合金の最大荷重と伸びには引張速度依存性が見られ、引張速度の低下とともに最大荷重と伸びは低下する。
- (6) 20%冷間加工を加えたTT690とMA600合金の破壊靱性値は、温度54°C、溶存水素を4ppm含む水環境中ではアルゴンガス中と比較して顕著な低下が見られない。

今後の課題としては通常のプラントの起動停止に近い条件でのLTCP挙動の把握が必要であると考えられる。

文献

- (1) C. M. Brown, W. J. Mills, "Effect of Water on Mechanical Properties and Stress Corrosion Behavior of Alloy 600, Alloy 690, EN82H Welds, and EN52 Weld", Corrosion Vol.55, No.2, pp. 173-186 (1999).
- (2) W.J. Mills and C.M. Brown, "Fracture Behavior of Nickel-Based Alloys in Water," Proceedings of the 9th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, TMS, 1999, pp. 167-174 (1999).
- (3) C. M. Brown and W. J. Mills, "Load Path Effects on the Fracture Toughness of Alloy 82h and 52

- Welds in Low Temperature Water”, Proc. 12th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors”, pp.601-612 (2005).
- (4) A. Mcilree, A. Demma, J. Peng, P. J. King, “Effects of Dissolved Hydrogen and Temperature on the Fracture Resistance of Weld Metals 182 and 152 in Simulated PWR Shutdown Environment”, A055-T04 a, fontevraud 6 (2006).
- (5) M. Ahonen, U. Ehrnstén, H. Hänninen, “Low Temperature Crack Propagation of Nickel-based Weld Metals in Hydrogenated PWR Primary Water”, A016-T04, fontevraud 7 (2010).
- (6) E. Herms, O. Raquet, I. De Curières, P. Joly, “LTCP of Alloy 182/152 Tested in PWR Primary Water”, Proc. 14th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Virginia Beach, VA, August 23-27, 2009, pp.262-272 (2009).
- (7) K. Sakima, H. Suzuki, H. Fujiwara, “Research and Evaluation of Low Temperature Crack Propagation of Ni Based Alloys in Actual Plants”, Proc. 15th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, Cheyenne Mountain Resort, Colorado Springs, Colorado, August 7-11, 2011, pp. 315-326(2011).