

Table 4. Diffusion coefficient of carbon at 930°C.

Designation	Carburized case		Carbonitrided case	
	0.4	0.5	0.4	0.5
C-Co (%)	1.50	1.50	1.10	1.12
D × 10 ⁻⁷				

C=Local carbon concentration.

Co=Carbon concentration of core.

によると考えられる。R. W. ASIMOW⁶⁾はCの拡散速度の濃度依存性は γ 相へのCの拡散による格子の膨張歪みによつて拡散が促進されると考え、理論的に炭素濃度と拡散速度との関係を明らかにした。すなわち濃度補正を行なつた結果全炭素濃度で同じ拡散恒数を得ている。Fig. 5にみられる浸炭層におけるNの拡散の促進はCの拡散により格子が膨張したことに起因すると考えてよい。このことは高温程膨張効果が減少することからもうなずける。つぎにL. C. BROWNとJ. S. KIRKALDY⁷⁾は γ 相のCの活量に対する稀薄な合金元素の相互作用母係数と拡散速度との関係を数式化し、実験値とよい近似を与えている。この関係からも、 γ 相中のNに対するCr, Moの相互作用母係数は共に負の値を示し、Nのケミカルポテンシャルを下げて拡散速度を遅らせる。

3.4 ガス浸炭窒化におけるCの拡散速度

ガス浸炭および浸炭窒化におけるCの拡散速度の相違を明らかにするため、CR1の25mm ϕ 丸棒をTable 2の条件で浸炭窒化し、その結果をFig. 3に示す。同図から求めた値と前回²⁾の値はTable 4の通りである。

Table 4より浸炭および浸炭窒化ともに大きな差は認められず、浸炭窒化における有効浸炭深さは浸炭処理とほぼ同等と考えても支障ない。

4. 結 言

鋼のガス浸炭窒化特性におよぼす1%Crおよび0.2%Moの影響を総括するとつぎの通りである。

1. NH₃を添加したガス浸炭窒化雰囲気におけるオーステナイト相の平衡窒素量は残留NH₃に一義的に支配される。

2. オーステナイト相におけるNの拡散速度は予備浸炭の存在および同時浸炭によつて促進され、その傾向は低温程著しい。Cr, Moは拡散速度を低下する。

3. 浸炭および浸炭窒化におけるCの拡散速度は大差ない。

4. 浸炭窒化によつて生成する炭化物相の窒素量はオーステナイト相に比較して半量以下であり、活量におよぼすCr, Moの影響はオーステナイト相とは反対に増加の方向にある。

5. 十分厚みのある試料では浸炭窒化層に炭化物相を生成しにくく、オーステナイト相で窒素量も高いが、薄板では炭素飽和に達し急速に炭化物相を生成し易い。

文 献

- 1) 倉部, 荒木, 吉松: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 562
- 2) 倉部, 荒木, 宮地: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 1031
- 3) R. BRIDELLE & A. MICHEL: Revue de Met., 6 (1953), p. 410
- 4) P. GRIEVESON & E. T. TURKDOGAN: Trans.

Met. Soc. Amer. Inst. Met. & Pet. Eng., 230 (1964), p. 407

5) E. D. WILLIAMSON & L. H. ADAMS: Phys. Rev., 14 (1919), p. 99

6) R. M. ASIMOW: Trans. Met. Soc. Inst. Met. & Pet. Eng., 230 (1964), p. 611

7) L. C. BROWN & J. S. KIRKALDY: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Met. & Pet. Eng., 230 (1964), p. 223

(185) 内部摩擦測定によるオーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れの研究

大阪大学工学部 工博 美馬源次郎
工博○堀 茂徳

Study on Stress Corrosion Cracking by Means of Internal Friction Measurement of Austenitic Stainless Steels.

Dr. Genjiro MIMA and Dr. Shigenori HORI.

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼は塩化マグネシウム沸騰水溶液中で応力腐食割れを起こすことはよく知られており、応力腐食条件と破断時間に関する資料は従来から数多く得られている。最近はまだ、応力腐食割れ感受性は合金の構造欠陥と密接な関係があることが注目され、積層欠陥エネルギーの低い、あるいは短範囲規則度をもつものに高いことが報告されている。しかしながら応力腐食割れ発生と成長の過程におけるこれら構造欠陥の占める役割の詳細はほとんど注意されていない。そこでわれわれは構造敏感な内部摩擦の測定によつて不銹鋼の応力腐食割れの発生および進展過程における構造欠陥の動態を把握することを目的として本研究を行なつた。

2. 試料および実験方法

実験には SUS 27, 28, 32 および 43 を用いた。これらの化学組成は Table 1 に示した。試料は 3mm厚に圧延した板を 1050°C, 15min 間保つて水冷後わずかにストレッチしたものを入手した。これらの板から Fig. 1 に示す形状の試験片を切り出し、両表面を 500 番ペーパーで研磨した後、室温降伏応力の 80% に相応する引張応力下で 42% 塩化マグネシウム沸騰溶液中で一定時間応力腐食を行なつた後、試験機から取りはずして水洗後ただちに横振動法にて室温内部摩擦(Q⁻¹)を測定した。ついでこの試験片に上記と同一条件で再び一定の所要時間の応力腐食試験を施し、後再び内部摩擦を測定した。応力腐食の種々な段階および応力腐食割れを生じた試験片について光学顕微鏡による組織観察も併せて行なつた。

3. 実験結果

3.1 内部摩擦およびヤング率の変化

応力腐食による内部摩擦の変化およびヤング率の変化率($\Delta E/E$)の変化と応力腐食の累積時間との関係を SUS 27, 28, 32 および 43 の各試験片につき応力腐食後 30

Table 1. Chemical composition of test pieces. (w/o)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	Mo	Nb	Ta
SUS 27	0.09	0.72	1.21	0.034	0.008	8.93	19.06				
SUS 28	0.019	0.65	1.49	0.030	0.005	10.37	18.41	0.03			
SUS 32	0.06	0.49	1.81	0.028	0.010	12.46	16.97		2.58		
SUS 43	0.05	0.64	1.61	0.026	0.007	10.99	18.63			0.70	0.09

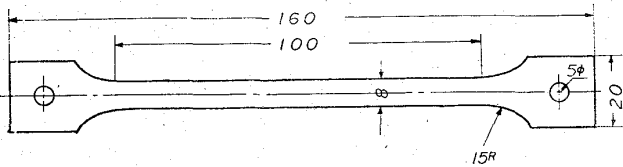


Fig. 1. Shape and size of test piece.

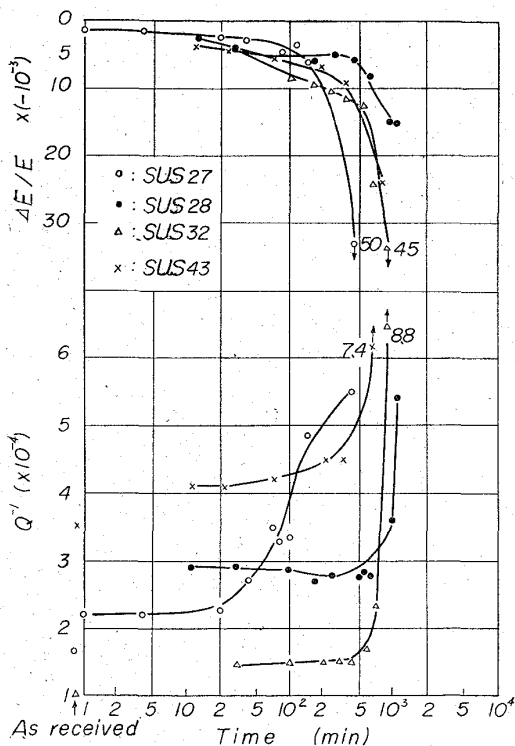


Fig. 2. Relation between successive stress corrosion time and changes of internal friction and young's modulus for four test pieces used.

minの値について示すと Fig. 2 のとおりである。応力腐食時間が短い場合でも内部摩擦はかなり増大するが時間をそれ以上増しても内部摩擦はあまり変わらない。しかし時間がさらに長くなると内部摩擦は急増することが認められた。またヤング率の変化率の変化は応力腐食時間が短い間はヤング率の低下は僅少である。時間が長くなるとある時間からヤング率の著しい変化が現われる。

つきに 1050°C から水冷したこれらの試料を 650°C 真空中 1 hr 加熱して鋭感化処理したものについて同様な応力腐食試験を行なった結果もまた Fig. 2 にみられたと類似の現象が現われた。しかし鋭感化処理した試料では応力腐食試験の短い間では内部摩擦は試験前のそ

れとほとんど変わらない。また内部摩擦およびヤング率の著しい変化を生ずる応力腐食時間は受理状態のそれともそれほど大きな違いはなかつた。また使用した4種の試験片では内部摩擦の著しい変化を示す時間は SUS 27が最も早く他の3種の試料では大きなちがいはない。

上述したように、試験したすべての試験片において応力腐食時間が増すと、内部摩擦およびヤング率に大きな変化があることが見出されたが、この現象が応力腐食割れに直接的な関連があるか否かを確かめるために SUS 28 につき 150°C 大気中で上記と同一の応力条件でクリープさせた場合と焼鈍した試料に無負荷で沸騰塩化マグネシウム溶液中に浸漬した場合のこれら性質の変化をそれぞれの条件下の保持時間に対して求めた。Fig. 3はこの結果を示す沸騰塩化マグネシウム溶液による腐食によつても内部摩擦およびヤング率の変化はほとんどみられないこと、また 150°C 大気中クリープでは内部摩擦はむしろ時間と共にわずかに下る傾向がありヤング率も低下するが、ともに時間の増すほど変化の割合はむしろ減少する傾向が認められる。したがって前記の内部摩擦およびヤング率の変化率の大きな変化は応力腐食割れの進展過程に一義的に関係することが明らかであろう。なお図中にはそれぞれ単一の試験片について応力腐食試験した場合の結果をも示したが、このような試験では累積応力腐食試験したものに比して内部摩擦の増大する時間はか

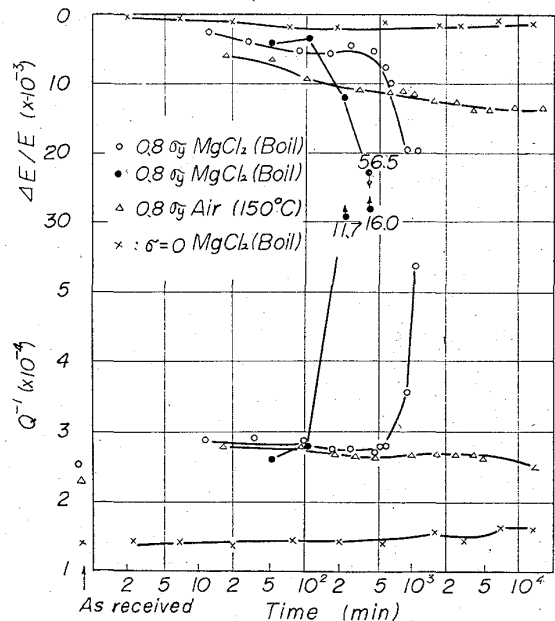


Fig. 3. Relation between changes of internal friction and young's modulus and time under various testing conditions of SUS 28.

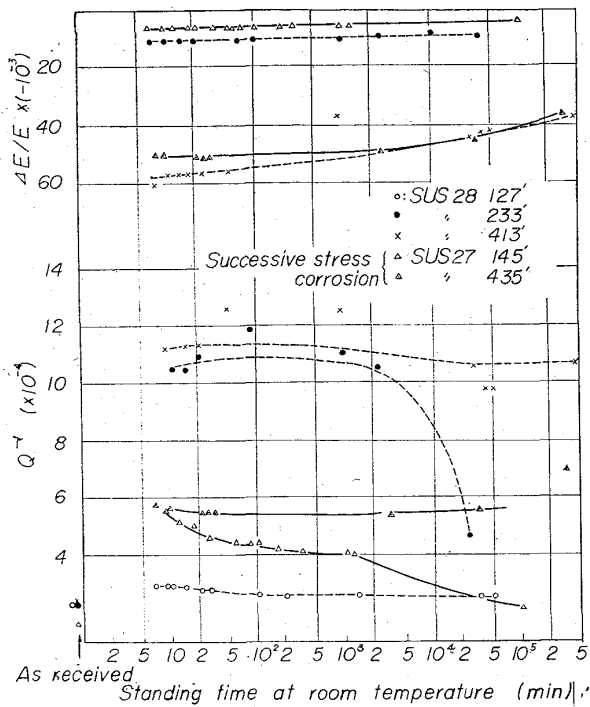


Fig. 4. Changes of internal friction and young's modulus by standing at room temperature after various stress corrosion time.

なり短時間側に現われる。

つぎに応力腐食試験の初期にて応力腐食試験を中止し常温に放置した場合には、内部摩擦は放置時間が増すと次第に恢復してゆく。もちろん大気中クリープした試料においては Köster 効果が認められる。応力腐食時間がさらに増して内部摩擦がある程度急増した試料でも常温放置によりかなりの恢復がある。しかし応力腐食割れにより内部摩擦がさらに増したものでは常温における恢復はほとんど現われない。Fig. 4 はこれらの試験結果の一例を示す。

3.2 肉眼および顕微鏡観察結果

所要の応力腐食処理を行なった試料の表面状況の観察では内部摩擦が大きく、増大するまでは肉眼的割れの存在が認められなかつた。しかしこの割れは試片の角部に早い。顕微鏡観察では内部摩擦の増した試片で角部に微小割れが認められさらに応力腐食時間が長いものでは割れは上下面中央部付近から板厚方向に進むものも現われる。そしてこれらの割れは試料表面に種々な傾きをもつて進み、また粒内でいくつかに分岐しているが、巨視的には引張方向におおよそ直角方向に延びてゆく。

3.3 応力腐食試験後加熱した場合の内部摩擦の変化

Fig. 5 は応力腐食試験を行なった後、常温に長時間放置し、さらにこれをそれぞれの温度に 20min 間加熱したときの内部摩擦の変化を測定した結果の一例を

示す。すなわち応力腐食割れ試片で常温放置により内部摩擦が大きく恢復したものは、低温加熱によりさらに恢復する。Fig. 5 にみられるように、巨視的割れの認められる試片では室温でほとんど恢復を示さなかつたが、460°C 加熱によりほとんど受理状態の値まで恢復した。これらの加熱によつても割れの存在が認められるから内部摩擦増大の原因は微小割れの存在のみに関係するものでなく、比較的低温で可動性のある何らかの欠陥の動態によるものと考えられる。

4. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼の沸騰塩化マグネシウム溶液中における応力腐食割れの進行過程の室温内部摩擦を測定して次のことが明らかになつた。

1. 応力腐食時間が長くなると内部摩擦は増大し、ヤング率は低下する。これは試験片の割れの進展と並行している。
2. 応力腐食割れにより増した内部摩擦は室温で恢復する傾向がある。肉眼的に応力腐食割れを含む試験片でも、加熱により増した内部摩擦はほとんど受理状態の値にもどる。
3. 肉眼的な応力腐食割れの発生は試験片の角部において早く、かつ頻度も高い。顕微鏡的な割れは試料表面に種々な傾きをもち、かつ結晶粒内で分岐もするが巨視的には割れは引張方向におおよそ直角に進む。

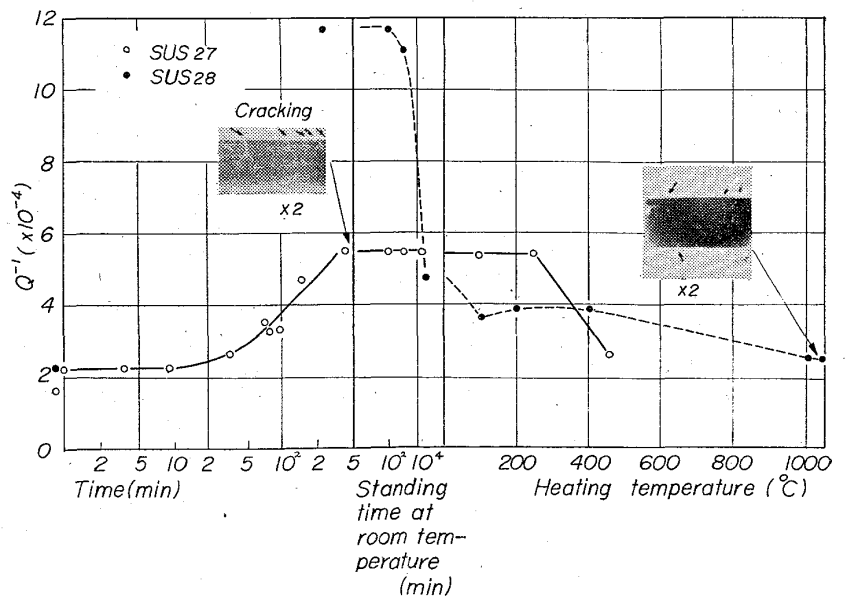


Fig. 5. Change of internal friction by heating after various stress corrosion time.